

5 Spanbildung in ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen

5.1 Gefügeabhängigkeit der Spanbildung bei der Aluminiumlegierung 7075

Bei der Zerspanung der Aluminiumlegierung 7075 konnte eine starke Abhängigkeit der Spangeometrie sowohl von den Schnittparametern (Schnittgeschwindigkeit und Zahnvorschub) als auch vom Auslagerungszustand des Werkstoffs festgestellt werden.

Die bei der Zerspanung des maximal ausgehärteten Zustands (T 6) entstehenden Späne zeigen kein einheitliches Segmentierungsverhalten. Bei hoher Schnittgeschwindigkeit (7000 m/min) und einem Zahnvorschub von $f_z = 0,2$ mm sind die Späne am dicken Spanende teilweise deutlich segmentiert, wobei diese Segmentierung jedoch häufig in kontinuierliche Spanbereiche übergeht (Bild 20 a).

Im Fall des überalterten Zustands (T 7) entstehen bei allen Schnittgeschwindigkeiten über die gesamte Spanlänge kontinuierliche Späne. Auch unter den schärfsten Schnittbedingungen, d.h. bei Kombination höchster Schnittgeschwindigkeit (7000 m/min) und höchstem Zahnvorschub (0,4 mm) erfolgt die Verformung in der primären Scherzone homogen und die Späne zeigen keinen Ansatz zur Segmentierung (Bild 20 b und 21 a). Das gleiche Verhalten wurde bei der Zerspanung des lösungsgeglühten Zustands beobachtet. Auch hier entstehen unabhängig von den Schnittbedingungen kontinuierliche Späne (Bild 20 c).

Beim Zerspanen des kalt ausgelagerten unteralterten Zustands (T 4 K) bilden sich bei einem Zahnvorschub von $f_z = 0,2$ mm für alle Schnittgeschwindigkeiten am dicken Spanende schwach segmentierte Späne. Im Schliff sind unter einem Winkel von etwa 60° zur Spanunterseite dunkel angeätzte Scherbänder zu erkennen, in denen die plastische Verformung konzentriert ist (Bild 20 d). Das Segmentierungsverhalten ist nahezu unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit, der Segmentierungsgrad nimmt von 0,15 bei $v_c = 1000$ m/min geringfügig auf etwa 0,2 bei $v_c = 7000$ m/min zu (Bild 22).

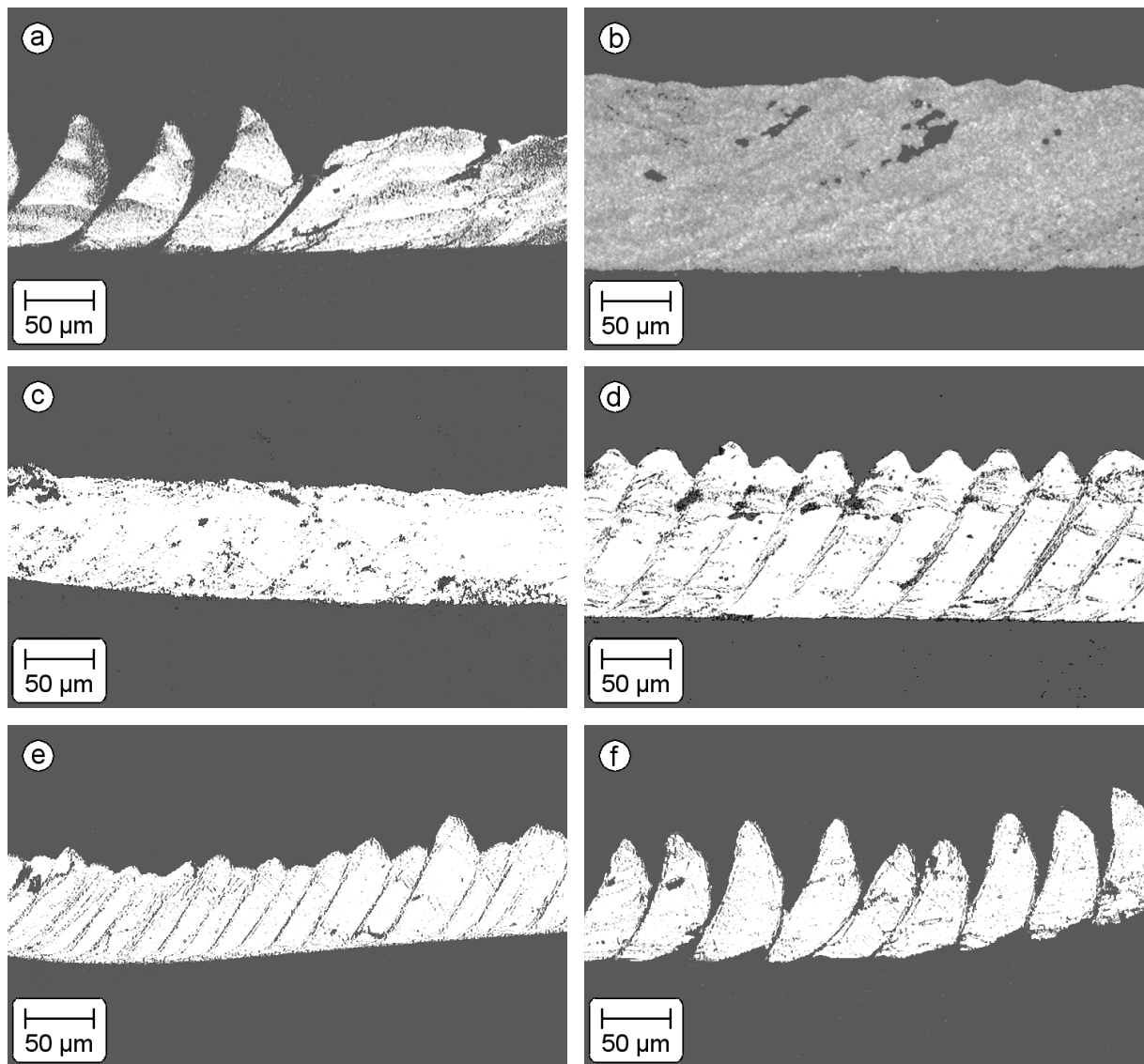


Bild 20 *Lichtmikroskopische Aufnahmen der Späne unterschiedlicher Gefüge der Aluminiumlegierung 7075: (a) T 6, $v_c = 7000$ m/min, $f_z = 0,2$ mm; (b) T 7, $v_c = 7000$ m/min, $f_z = 0,4$ mm; (c) lösungsgeglüht, $v_c = 7000$ m/min, $f_z = 0,2$ mm; (d) T 4 K, $v_c = 7000$ m/min, $f_z = 0,2$ mm; (e) T 4 W, $v_c = 1000$ m/min, $f_z = 0,2$ mm; (f) T 4 W, $v_c = 7000$ m/min, $f_z = 0,2$ mm*

Im Fall des warm ausgelagerten unteralterten Gefüges (T 4 W) entstehen bei allen Schnittbedingungen am dicken Spanende segmentierte Späne. Die Schnittgeschwindigkeit bestimmt den Grad der Segmentierung. Bei der niedrigsten Schnittgeschwindigkeit (1000 m/min) tritt bei einem Zahnvorschub von $f_z = 0,2$ mm eine schwache Segmentierung auf (Bild 20 e). Unter einem Winkel von etwa 60° zur Spanunterseite sind wie in den Spänen des kalt ausgelagerten unteralterten Gefüges dunkel angeätzte Scherbänder zu erkennen. Mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit kommt es zu einem Einreißen der Scherbänder. Dies führt zu einer immer

deutlicheren Segmentierung der Späne. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von 7000 m/min sind die Segmente bei $f_z = 0,2$ mm nahezu vollständig voneinander getrennt (Bild 20 f). Eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Oberseite eines bei $v_c = 7000$ m/min hergestellten stark segmentierten Spanes zeigt Bild 23.

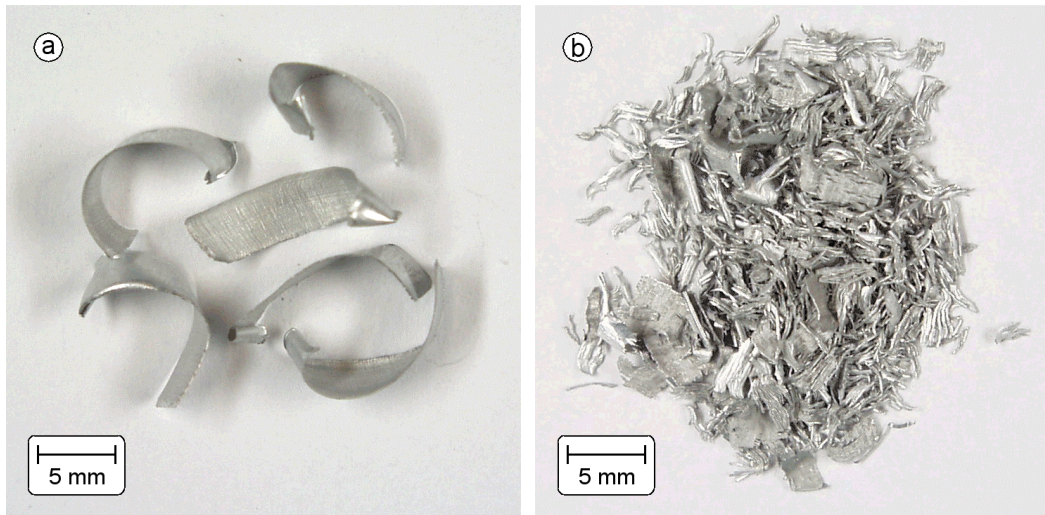


Bild 21 Makroskopische Aufnahmen der Späne unterschiedlicher Gefüge der Aluminiumlegierung 7075 ($v_c = 7000$ m/min, $f_z = 0,4$ mm): (a) überaltertes Gefüge T 7; (b) unteraltertes Gefüge T 4 W

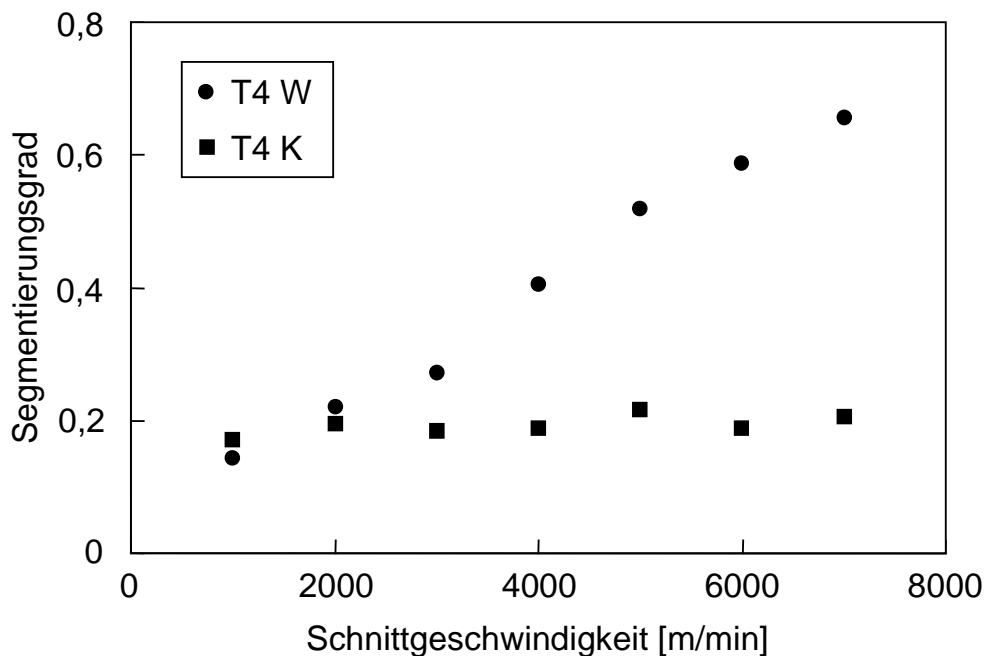


Bild 22 Segmentierungsgrad der Späne der unteralterten Gefüge der Aluminiumlegierung 7075 als Funktion der Schnittgeschwindigkeit ($f_z = 0,2$ mm)

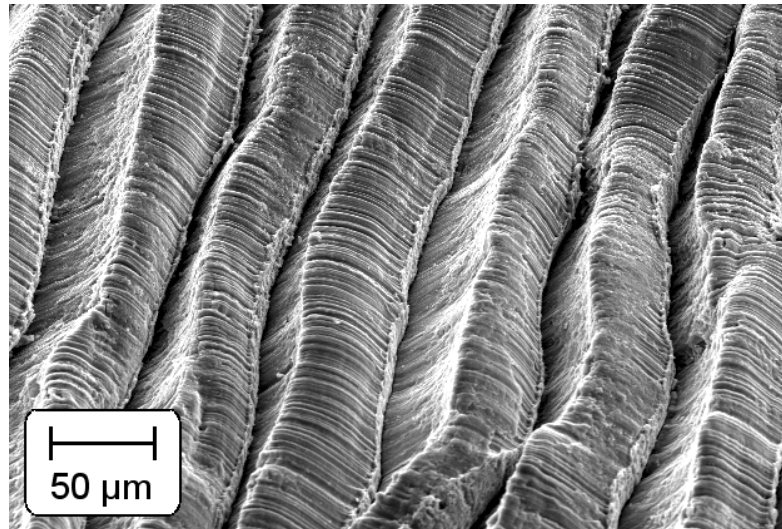


Bild 23 REM Aufnahme der Spanoberseite (Aluminiumlegierung 7075, Gefüge T 4 W, $v_c = 7000$ m/min, $f_z = 0,2$ mm)

Der Segmentierungsgrad des dicken Spanendes nimmt für das warm ausgelagerte unteralterte Gefüge (T 4 W) bei Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit von etwa 0,15 bei $v_c = 1000$ m/min auf etwa 0,65 bei $v_c = 7000$ m/min zu. Diese Zunahme erfolgt nahezu linear (Bild 22). Das beschriebene Segmentierungsverhalten tritt ausschließlich am dicken Ende der kommaförmigen Frässpäne auf. Das dünne Spanende bleibt unabhängig von Schnittgeschwindigkeit und Zahnvorschub kontinuierlich.

Eine Erhöhung des Zahnvorschubs auf $f_z = 0,4$ mm, die zu einer Zunahme der Spandicke führt, verursacht eine stärkere Spansegmentierung. Bei der höchsten Schnittgeschwindigkeit (7000 m/min) erfolgt eine vollständige Trennung benachbarter Segmente. Es entstehen in einzelne Segmente zerfallene Bröckelspäne (Bild 21 b).

Bild 24 zeigt die an segmentierenden Spänen des kalt bzw. warm ausgelagerten unteralterten Gefüges (T 4 K bzw. T 4 W) gemessene Breite der Segmente. Der Verlauf der Segmentbreite in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit ist für beide Gefüge qualitativ gleich, das kalt ausgelagerte Gefüge weist geringfügig kleinere Segmentbreiten auf. Im unteren Schnittgeschwindigkeitsbereich erfolgt zwischen 1000 m/min und 2000 m/min ein starker Anstieg der Segmentbreite von 25 µm auf 40 µm. Bei weiterer Steigerung der Schnittgeschwindigkeit wächst die Segmentbreite des Gefüges T 4 W leicht auf etwa 50 µm. Im Fall des Gefüges T 4 K bleibt die Segmentbreite in diesem Geschwindigkeitsbereich näherungsweise konstant.

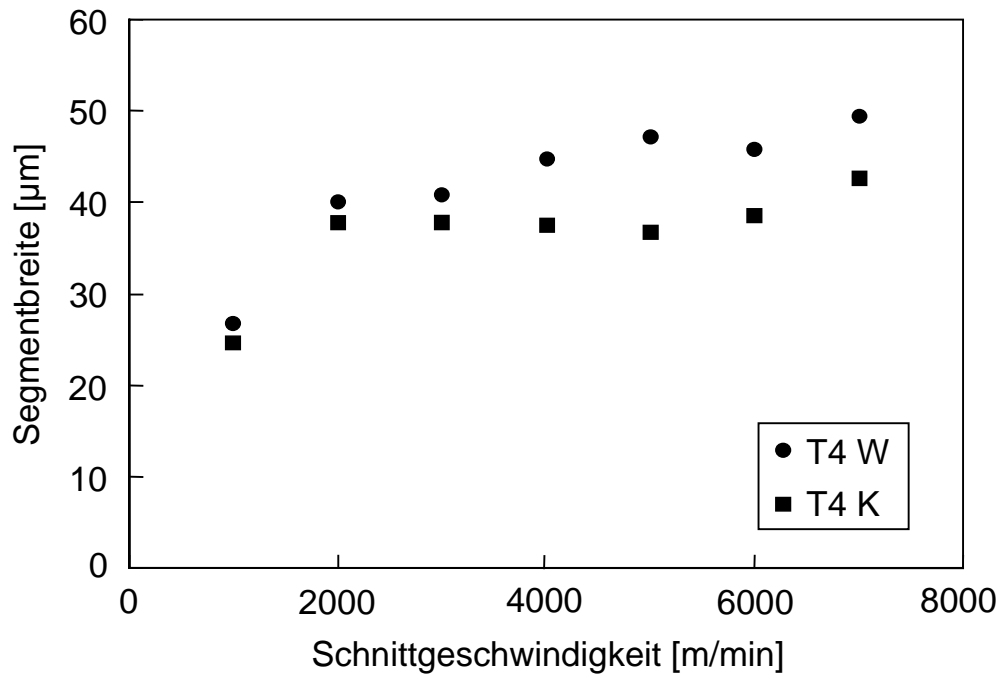


Bild 24 Segmentbreite der Späne der unteralterten Gefüge der Aluminiumlegierung 7075 als Funktion der Schnittgeschwindigkeit ($f_z = 0,2 \text{ mm}$)

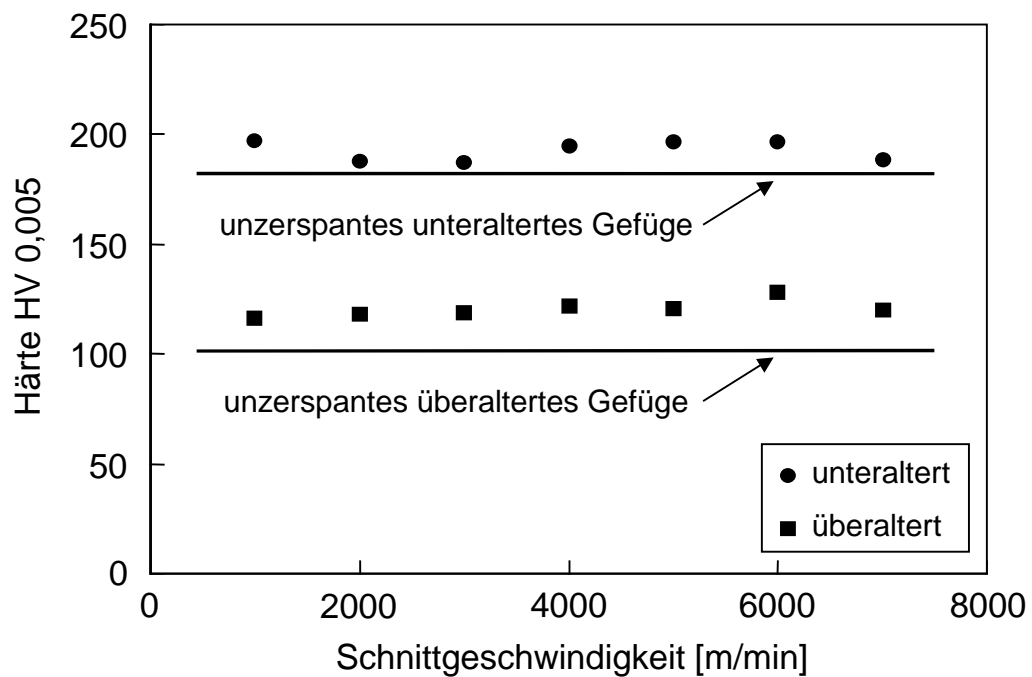


Bild 25 Mikrohärtemessung innerhalb der Späne des unteralterten und des überalterten Gefüges der Aluminiumlegierung 7075 in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit ($f_z = 0,2 \text{ mm}$)

Mikrohärtemessungen innerhalb der Späne zeigen für das unteralterte Gefüge T 4 W (segmentierte Späne) und das überalterte Gefüge T 7 (kontinuierliche Späne) gegenüber der in den unzerspannten Gefügen mit gleicher Last gemessenen Härte eine durch Verfestigung hervorgerufene Härtezunahme. Diese Zunahme beträgt unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit für das überalterte Gefüge etwa 20%, für das unteralterte Gefüge 5% (Bild 25).

5.2 Vergleich der Spanbildung der Legierungen 7075 und 7050

Die Späne der Aluminiumlegierung 7050 zeigen qualitativ das gleiche Verhalten wie die der Legierung 7075. Unterschiede ergeben sich im quantitativen Verlauf des Segmentierungsgrades in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit. Sowohl im lösungsgeglühten als auch im überalterten Zustand (T 7) ergeben sich in Übereinstimmung mit den an der Legierung 7075 gezeigten Ergebnissen bis zur höchsten Schnittgeschwindigkeit (7000 m/min) kontinuierliche Späne, die keine Anzeichen von Scherlokalisierung aufweisen (Bild 26 a und b). Bei der Zerspanung der unteralterten Zustände (T 4 K und T 4 W) sowie des maximal ausgehärteten Zustandes (T 6) entstehen segmentierte Späne (Bild 26 c bis f).

Im kalt ausgelagerten unteralterten Gefüge (T 4 K) weisen die Segmente im Vergleich zum entsprechenden Gefüge der Legierung 7075 bei gleichen Schnittbedingungen trotz eines nur geringfügig erhöhten Segmentierungsgrades eine deutlich schärfer ausgeprägte Form auf (Bilder 20 d und 26 c). Am maximal ausgehärteten Zustand T 6 wurden im Gegensatz zum entsprechenden Gefüge der Legierung 7075 keine kontinuierlichen Spanbereiche gefunden, die Späne sind am dicken Spanende vollständig segmentiert. Das Auftreten von Spansegmentierung ist auch im Fall der Legierung 7050 auf das dicke Spanende beschränkt. Das dünne Spanende bleibt für alle Gefüge und Schnittbedingungen kontinuierlich.

Der Verlauf des Segmentierungsgrades über der Schnittgeschwindigkeit für einen Zahnvorschub von $f_z = 0,2 \text{ mm}$ ist in Bild 27 gezeigt. Bei den Zuständen T 4 W und T 6 zeigt sich mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit zunächst ein nahezu linearer Anstieg des Segmentierungsgrades von 0,2 auf etwa 0,5. Im Unterschied zur Legierung 7075 sind die Späne bei hohen Schnittgeschwindigkeiten nicht zusammenhängend. Ab einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min bzw.

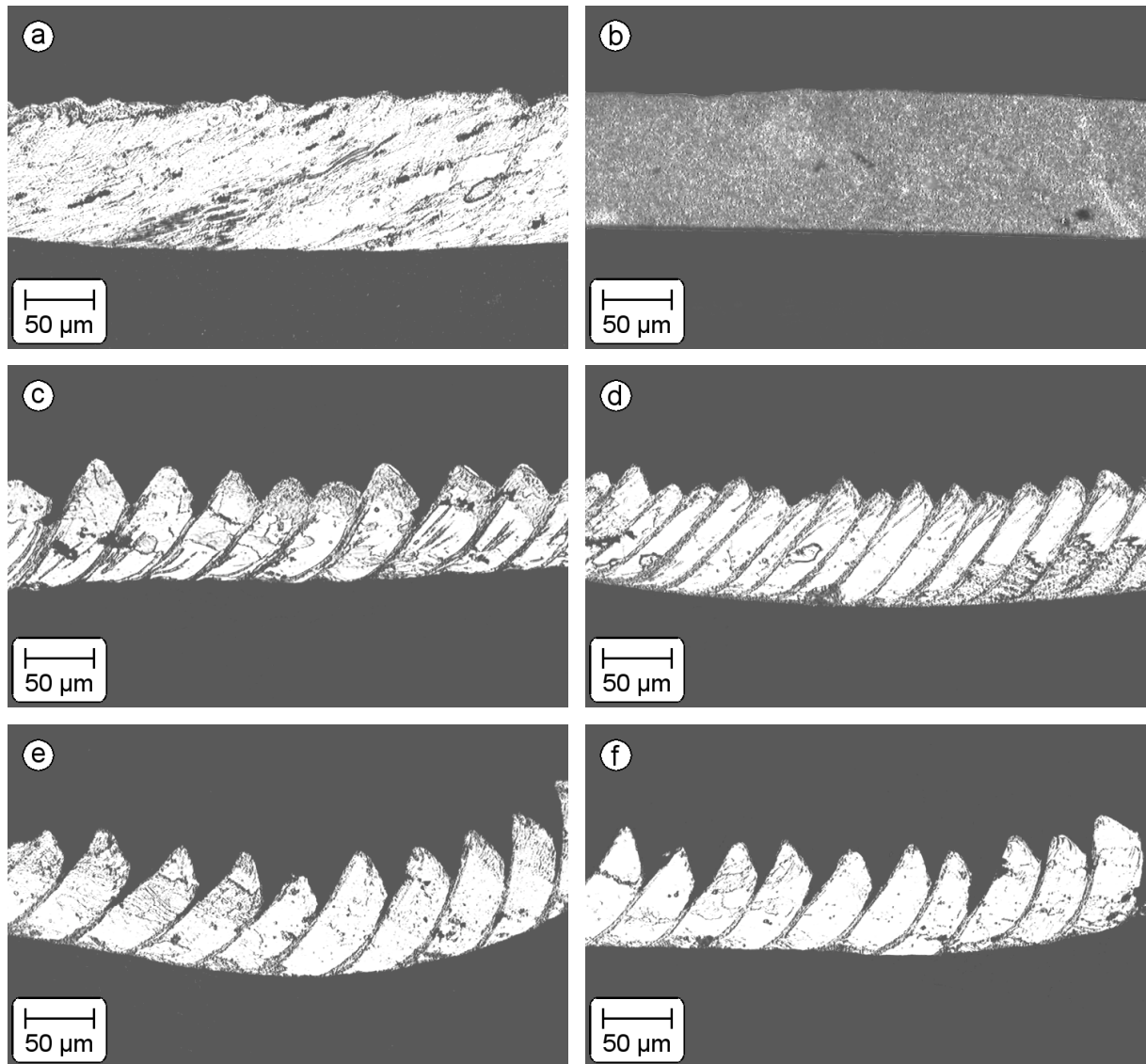


Bild 26 Lichtmikroskopische Aufnahmen der Späne unterschiedlicher Gefüge der Aluminiumlegierung 7050 ($f_z = 0,2 \text{ mm}$): (a) lösungsgeglüht, $v_c = 7000 \text{ m/min}$; (b) T 7, $v_c = 7000 \text{ m/min}$; (c) T 4 K, $v_c = 7000 \text{ m/min}$; (d) T 4 W, $v_c = 1000 \text{ m/min}$; (e) T 4 W, $v_c = 3000 \text{ m/min}$; (f) T 6, $v_c = 4000 \text{ m/min}$

5000 m/min kommt es zum Auftreten von Bröckelungen am dicken Spanende (Segmentierungsgrad 1). Der kaltausgelagerte Zustand T 4 K zeigt bei Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit eine geringe Zunahme des Segmentierungsgrades von etwa 0,15 auf 0,3.

Bild 28 zeigt die Segmentierungsgrade für die unteralterten Gefüge T 4 K und T 4 W der Legierungen 7075 und 7050 im Vergleich. Die Legierung 7050 zeigt für beide Gefüge bei allen Schnittgeschwindigkeiten eine stärkere Segmentierung als die

Legierung 7075. Ein Segmentierungsgrad von 1, d.h. das Auftreten von voneinander getrennten Segmenten durch Bröckelung, wurde bei einem Zahnvorschub von $f_z = 0,2 \text{ mm}$ ausschließlich bei der Legierung 7050 beobachtet.

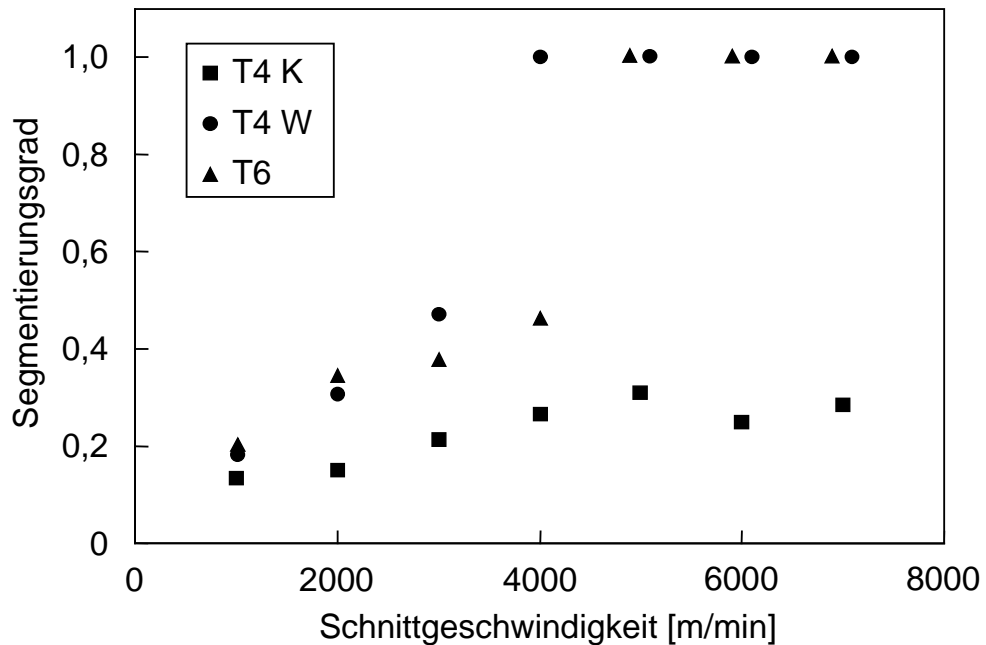


Bild 27 Segmentierungsgrad der Späne der Aluminiumlegierung 7050 als Funktion der Schnittgeschwindigkeit ($f_z = 0,2 \text{ mm}$)

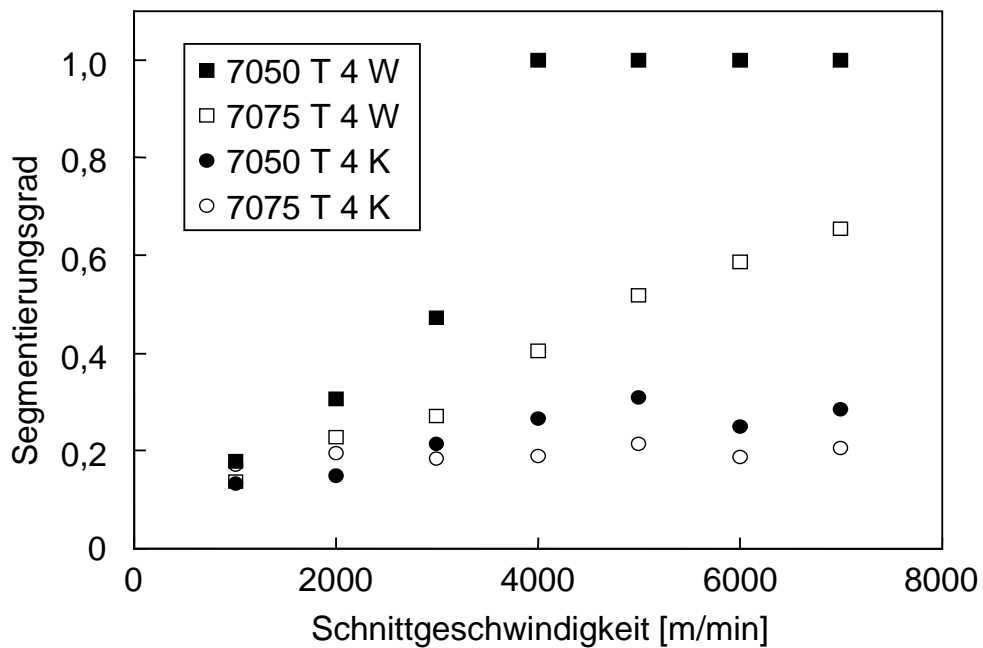


Bild 28 Vergleich der Segmentierungsgrade der Aluminiumlegierungen 7075 und 7050 als Funktion der Schnittgeschwindigkeit ($f_z = 0,2 \text{ mm}$)

6 Spanbildung in Stahl

6.1 Gefügeabhängigkeit der Spanbildung in homogenen Gefügen des Stahls 40 CrMnMo 7

Bei der Zerspanung des Stahls 40 CrMnMo 7 besteht eine starke Abhängigkeit der Spanbildung von den Verformungseigenschaften des zerspannten Gefüges. Dagegen wurde nur ein geringerer Einfluß der Schnittbedingungen auf die Spanbildung festgestellt. Die für die unterschiedlichen Gefüge bei einer Schnittgeschwindigkeit von 500 m/min erhaltenen Späne zeigt Bild 29.

Die Späne des martensitischen Gefüges sowie des angelassenen Martensits weisen eine starke regelmäßige Segmentierung auf (Bild 29 a und b). Der Segmentabstand beträgt in beiden Fällen für alle Schnittgeschwindigkeiten etwa 50 μm . Raster-

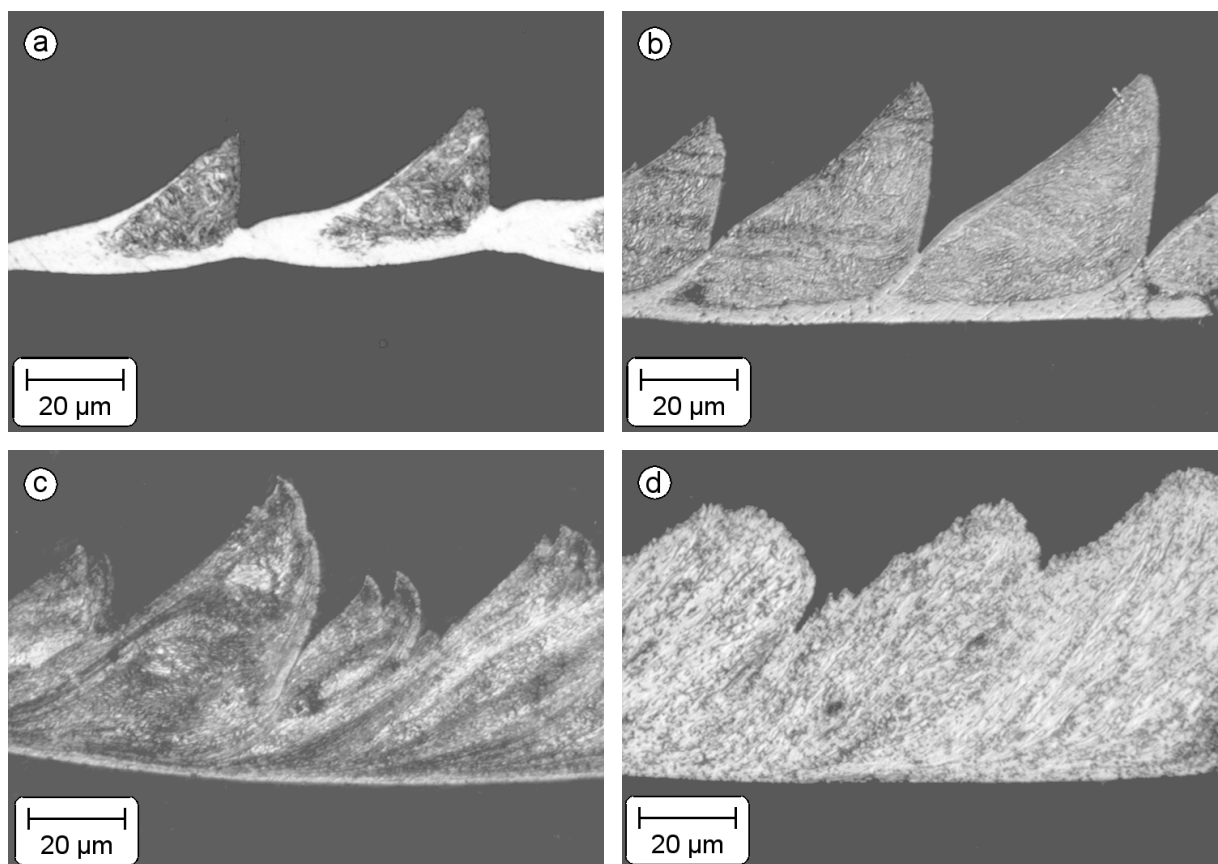


Bild 29 Lichtmikroskopische Aufnahmen der Späne unterschiedlicher Gefüge des Stahls 40 CrMnMo 7 ($v_c = 500 \text{ m/min}$, $f_z = 0,1 \text{ mm}$): (a) Martensit; (b) angelassener Martensit; (c) lamellarer Perlit; (d) globularer Perlit

elektronenmikroskopische Aufnahmen der Spanoberseite zeigen, daß die Segmentierung gleichförmig über die Spanbreite erfolgt (Bild 30). Metallographische Schliffe parallel zur Spanlängsachse können daher als repräsentativ für den gesamten Span betrachtet werden.

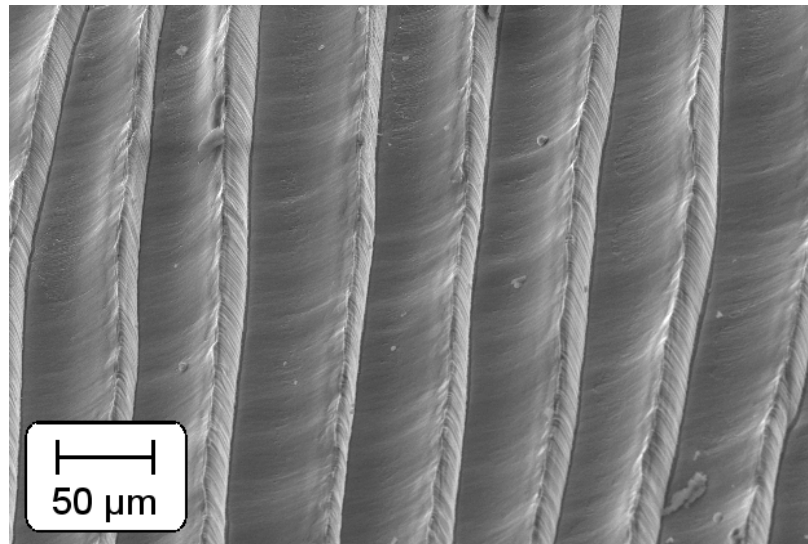


Bild 30 REM Aufnahme der Spanoberseite (Stahl 40 CrMnMo 7, martensitisches Gefüge, $v_c = 500 \text{ m/min}$, $f_z = 0,1 \text{ mm}$)

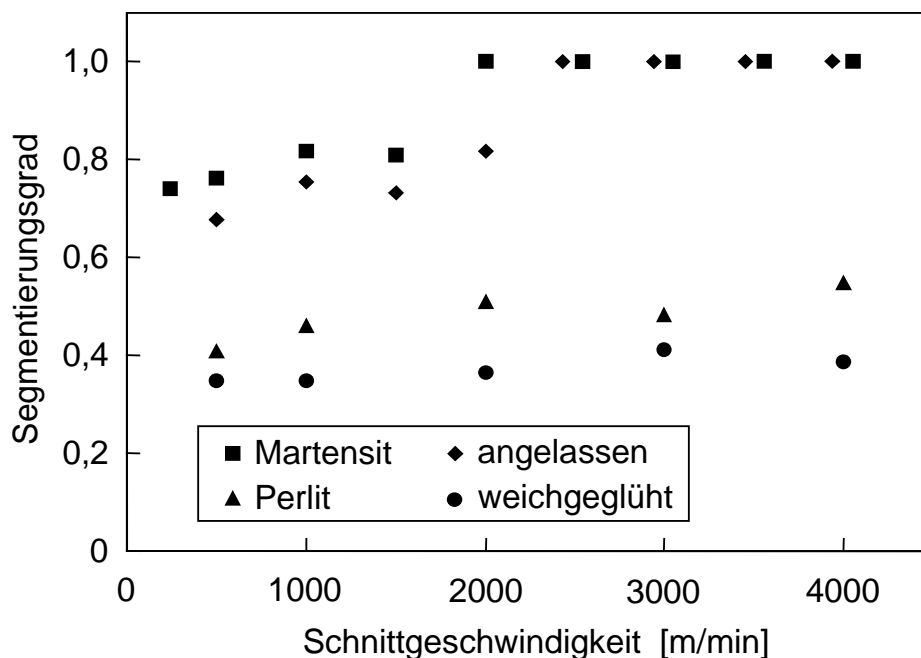


Bild 31 Segmentierungsgrad der Späne der unterschiedlichen Gefüge des Stahls 40 CrMnMo 7 als Funktion der Schnittgeschwindigkeit ($f_z = 0,1 \text{ mm}$)

Der Segmentierungsgrad zeigt für beide Gefüge eine geringe Zunahme mit der Schnittgeschwindigkeit (Bild 31). Schon bei den geringsten untersuchten Schnittgeschwindigkeiten (250 m/min für Martensit bzw. 500 m/min für angelassenen Martensit) beträgt der Segmentierungsgrad etwa 0,7. Eine Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit verursacht zunächst eine leichte Zunahme auf etwa 0,8. Bei weiterer Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit wurden ab $v_c = 2000$ m/min (Martensit) bzw. ab $v_c = 2500$ m/min (angelassener Martensit) Bröckelspäne mit einem Segmentierungsgrad von 1 gefunden.

An der Spanunterseite und zwischen den Segmenten ist eine nicht geätzte weiße Zone erkennbar (Bild 29 a und b), die stellenweise eine Dicke von mehr als 10 μm erreicht. Mikrohärtemessungen innerhalb der weißen Zone zeigen gegenüber dem unzerspannten Ausgangsgefüge einen deutlichen Härteanstieg von etwa 900 HV 0,01 auf mehr als 1200 HV 0,01 (Bild 32). Die Härte der nicht geätzten weißen Bereiche nimmt für zunehmende Schnittgeschwindigkeit leicht ab. Innerhalb der ätzbaren Segmentmitte ist die Mikrohärtة gegenüber dem Ausgangsgefüge dagegen auf etwa 700 HV 0,01 reduziert. Diese Härteabnahme ist nahezu unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit (Bild 32).

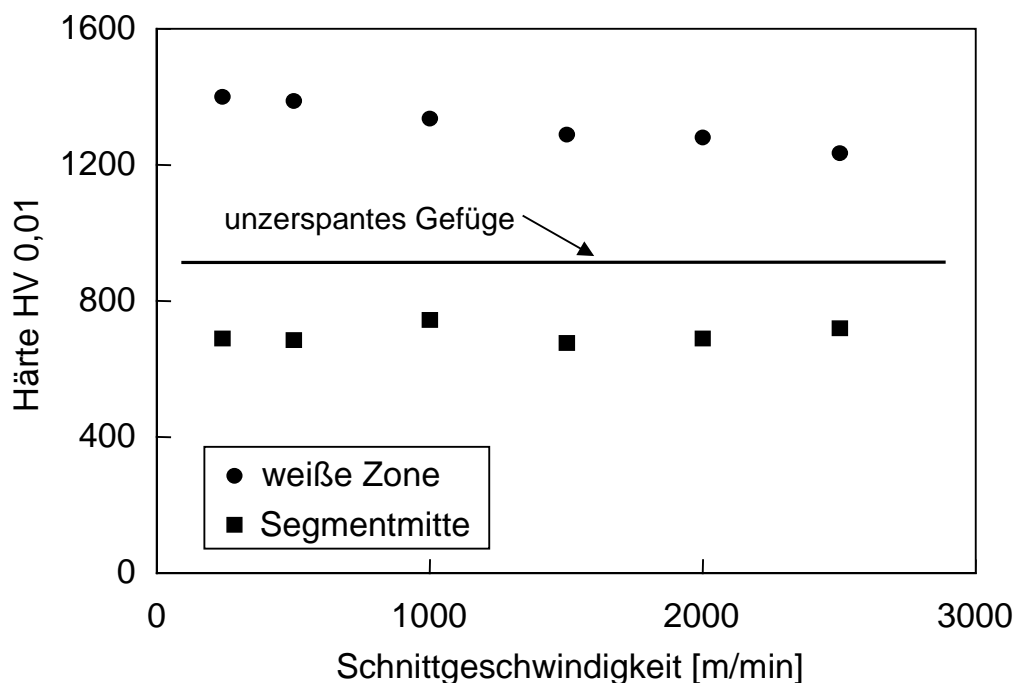


Bild 32 Mikrohärtmessungen innerhalb der Späne des martensitischen Gefüges in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit (Stahl 40 CrMnMo 7, $f_z = 0,1$ mm)

Die Späne der duktileren Gefüge (lamellarer und globularer Perlit) zeigen eine schwächere unregelmäßige Segmentierung (Bild 29 c und d). Der Segmentierungsgrad der Späne des Weichglühgefüges (globularer Perlit) beträgt nahezu unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit etwa 0,4. Für das lamellar perlitische Gefüge erfolgt mit Zunahme der Schnittgeschwindigkeit eine leichte Zunahme des Segmentierungsgrades von etwa 0,4 auf 0,5 (Bild 31).

Trotz der Bildung von Segmenten ist innerhalb der Späne kein Anzeichen von Scherlokalisierung in Form von Scherbändern erkennbar. Die plastische Verformung wurde vom gesamten Spanvolumen aufgenommen. Die dadurch verursachte Verfestigung ist durch Mikrohärtemessungen innerhalb der Späne nachweisbar (Bild 33). Sowohl für lamellaren als auch für globularen Perlit ist gegenüber der Härte des unzerspannten Ausgangsmaterials eine deutliche Zunahme der Härte im Span zu erkennen. Der stärkste Anstieg erfolgte für das Weichglühgefüge (globularer Perlit). Hier wurde gegenüber dem Ausgangsgefüge eine Härtezunahme von mehr als 100% festgestellt. Es besteht kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Schnittgeschwindigkeit und der Härte der Späne.

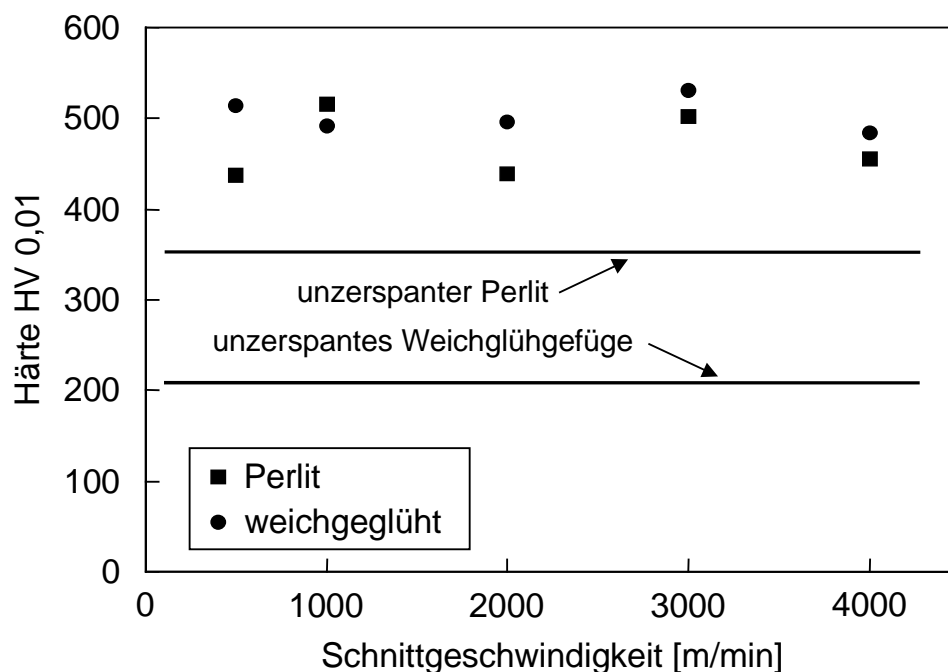


Bild 33 Mikrohärtemessungen innerhalb der Späne des lamellar perlitischen und des globular perlitischen Gefüges in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit (Stahl 40 CrMnMo 7, $f_z = 0,1$ mm)

6.2 Gefügeabhängigkeit der Spanbildung in Duplexgefügen des Stahls 40 CrMnMo 7

Den an Spänen der Duplexgefüge (ferritisch-martensitisch bzw. ferritisch-perlitisch) gemessenen Segmentierungsgrad zeigt Bild 34. Beim Vergleich mit dem martensitischen bzw. perlitischen Gefüge ist zu erkennen, daß die Einlagerung eines Volumenanteils von 10% Ferrit die Spanbildung gegenüber dem entsprechenden Gefüge ohne Ferriteinlagerung nicht verändert. Für das ferritisch-martensitische Gefüge beträgt der Segmentierungsgrad bei $v_c = 500$ m/min etwa 0,8. Ab einer Schnittgeschwindigkeit von 2000 m/min entstehen Bröckelspäne mit einem Segmentierungsgrad von 1. Im Fall des ferritisch-perlitischen Gefüges erfolgt bei einer Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit von 500 m/min auf 4000 m/min eine Zunahme des Segmentierungsgrades von etwa 0,4 auf 0,5. Dies entspricht jeweils dem Segmentierungsverhalten des martensitischen bzw. perlitischen Gefüges.

Die bei einer Schnittgeschwindigkeit von 500 m/min hergestellten Späne zeigt Bild 35. Im Fall des ferritisch-perlitischen Duplexgefüges sind die im Ausgangsgefüge nahezu globularen Ferritkörner durch die hohe plastische Verformung innerhalb des

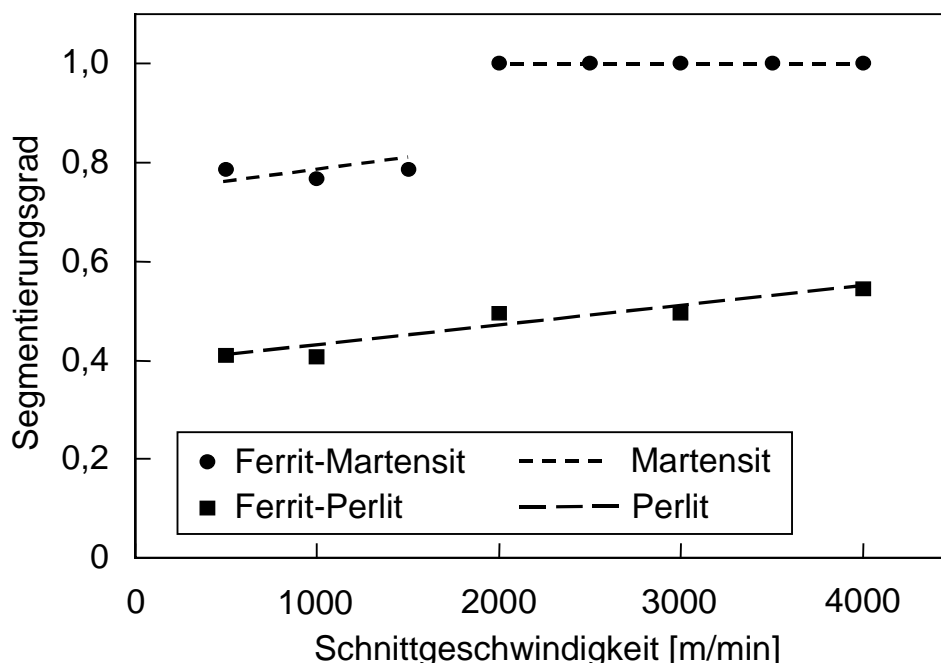


Bild 34 Segmentierungsgrad der Späne der Duplexgefüge des Stahls 40 CrMnMo 7 als Funktion der Schnittgeschwindigkeit ($f_z = 0,1$ mm)

Spans zeitig gestreckt worden (Bild 35 a). Es ist erkennbar, daß trotz des Auftretens von Segmenten das gesamte Spanvolumen bei der Spanbildung plastisch verformt worden ist.

Die Späne des ferritisch-martensitischen Duplexgefüges weisen wie die Späne des martensitischen Gefüges eine regelmäßige Segmentierung und die Bildung einer weißen Schicht an der Spanunterseite und zwischen den Segmenten auf. Die ehemaligen Ferritkörner sind sowohl im Innern der Segmente als auch in der weißen Zone zu erkennen (Bild 35 b). In der weißen Zone an der Spanunterseite weisen die Ferritkörner eine starke Streckung von etwa 30:1 auf, die durch die hohe Verformung in der sekundären Scherzone hervorgerufen wird. Dagegen sind die Ferritkörner im Innern der Segmente nur wenig entlang der Spanablaufrichtung gestreckt. Mikrohärtemessungen im Innern dieser Ferritkörner zeigen gegenüber Ferritkörnern im unzerspannten Ausgangsgefüge eine deutliche Härtezunahme durch Verfestigung von 270 HV 0,01 auf etwa 450 HV 0,01. Diese Härtezunahme ist unabhängig von der Schnittgeschwindigkeit.

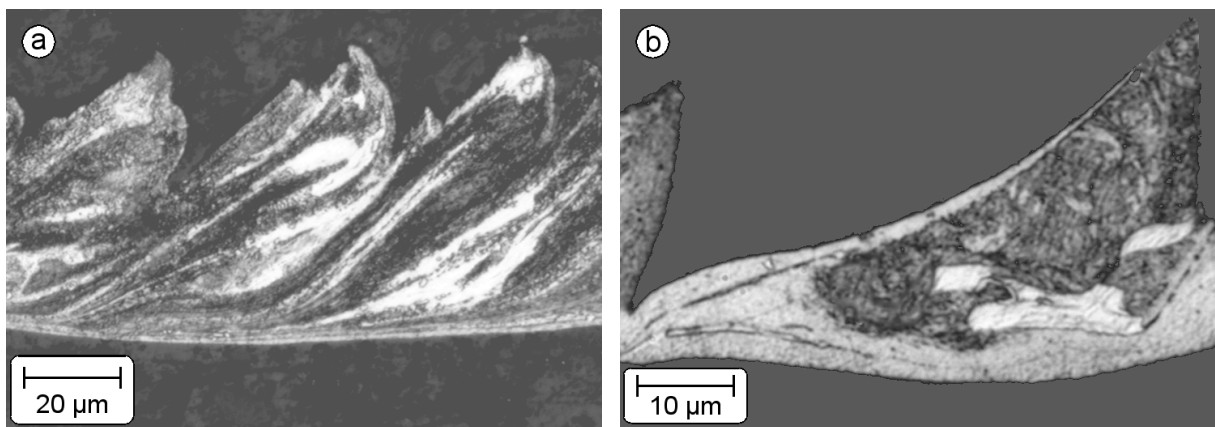


Bild 35 *Lichtmikroskopische Aufnahmen der Späne der im Stahl 40 CrMnMo 7 eingestellten Duplexgefüge ($v_c = 500 \text{ m/min}$, $f_z = 0,1 \text{ mm}$): (a) ferritisch-perlitisches Duplexgefüge; (b) ferritisch-martensitisches Duplexgefüge*

7 Oberflächenuntersuchungen

Untersuchungen der Spanoberflächen im Rasterelektronenmikroskop (REM) zeigen, daß bei hohen Schnittgeschwindigkeiten der Werkstoff in der Grenzfläche zwischen Span und Schneide sowohl bei Aluminium als auch bei Stahl aufschmilzt.

Im Fall der Aluminiumlegierung 7075 wurden die im Mehrschneidenfräsversuch erzeugten Spanoberseiten und Spanunterseiten sowie die Werkstückoberflächen des Modellversuchs untersucht. Die Oberflächentopologie der Spanunterseiten zeigt eine starke Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit. Bei niedriger Schnittgeschwindigkeit (1000 m/min) zeigen sich für das maximal ausgehärtete Gefüge (T 6) glatte Oberflächen, auf denen nur einzelne parallel zur Spanablafrichtung angeordnete Riefen zu erkennen sind (Bild 36 a). Dagegen entstehen bei hoher Schnittgeschwindigkeit (7000 m/min) die in Bild 36 b gezeigten rauhen Oberflächen. Diese weisen das gleiche Erscheinungsbild auf wie die von Stock und Thompson [1970] an der Aluminiumlegierung 2014 und von Giovanola [1988] an Stahl beobachteten und als „knobbly“ bezeichneten Scherbandoberflächen. Nach Rogers [1979] ist diese Form der Oberflächenausbildung durch das schnelle Erstarren einer Schmelzphase entstanden. Die hierbei erzeugten kugelförmigen Schmelztropfen haben auf der in Bild 36 b gezeigten Spanunterseite einen Durchmesser von etwa 100 - 500 nm. Auf den aufgeschmolzenen Oberflächen ist keine durch den Spanablauf hervorgerufene Vorzugsorientierung erkennbar.

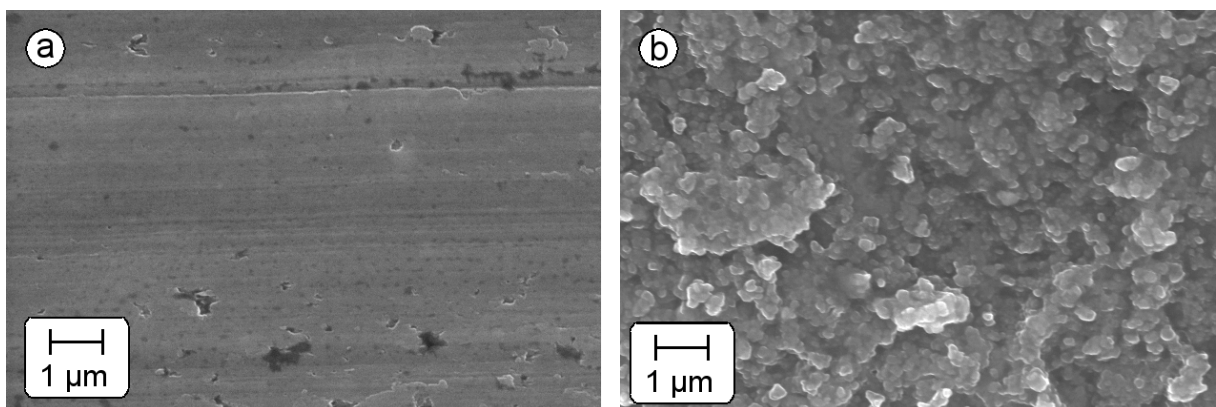


Bild 36 REM Aufnahmen der Spanunterseiten des maximal ausgehärteten Gefüges der Aluminiumlegierung 7075 ($f_z = 0,2 \text{ mm}$): (a) $v_c = 1000 \text{ m/min}$; (b) $v_c = 7000 \text{ m/min}$

Die Ausbildung der bei hoher Schnittgeschwindigkeit auf der Spanunterseite auftretenden Aufschmelzungen wird sowohl durch den Ort (dickes bzw. dünnes Spanende) als auch durch die Art des Fräsens (Gleichlauf- bzw. Gegenlaufverfahren) beeinflusst. Beim Gegenlaufräsen (Anschnitt am dünnen Spanende) entstehen Aufschmelzungen ausschließlich am dicken Spanende, während das dünne Spanende für alle Schnittgeschwindigkeiten frei von Aufschmelzungen bleibt. Beim Gleichlaufräsen (Anschnitt am dicken Spanende) wurden Aufschmelzungen sowohl am dicken als auch am dünnen Spanende beobachtet.

Die beschriebenen Aufschmelzungen treten bei einer Schnittgeschwindigkeit von 7000 m/min für alle untersuchten Gefüge der Aluminiumlegierung 7075 unabhängig von ihrer Festigkeit und Härte auf. Bei niedriger Schnittgeschwindigkeit (1000 m/min) wurden bei allen Gefügen die in Bild 36 a gezeigten glatten Oberflächen gefunden.

Mit Hilfe der Augerelektronenspektroskopie wurde gezeigt, daß in den bei hoher Schnittgeschwindigkeit (7000 m/min) aufgeschmolzenen Spanunterseiten ein gegenüber dem unzerspannten Ausgangsmaterial deutlich erhöhter Mg-Gehalt vorliegt. Bild 37 zeigt das Verhältnis der an der Spanunterseite und am unzerspannten Werkstoff gemessenen Atomanteile von Mg/Al in Abhängigkeit von der Sputterzeit. Das Nominalverhältnis der Atomanteile von Mg/Al beträgt für die untersuchte Aluminiumlegierung 7075 etwa 0,04. Im Fall des unzerspannten Werkstoffs wurden nach geringen Sputterzeiten zunächst Werte von Mg/Al von etwa 0,15 gemessen. Das Nominalverhältnis von 0,04 wird nach einer Sputterzeit von 4 min erreicht. Dagegen wurde für den bei einer Schnittgeschwindigkeit von 7000 m/min hergestellten Span zunächst ein Mg/Al-Verhältnis von 1,8 gemessen. Dies entspricht einem gegenüber dem unzerspannten Werkstoff um einen Faktor 12 erhöhten Mg/Al Verhältnis innerhalb der ersten Nanometer der Spanunterseite. Mit zunehmender Sputterzeit kommt es zu einer starken Abnahme des Mg/Al Verhältnisses, bis nach einer Sputterzeit von etwa 10 Minuten der am unzerspannten Werkstoff gemessene Wert erreicht wird. Der bei einer Schnittgeschwindigkeit von 1000 m/min hergestellte Span zeigt bei Beginn der Messung ein Mg/Al Verhältnis von 1,1. Nach einer Sputterzeit von 2 Minuten wird der am unzerspannten Werkstoff gemessene Wert erreicht.

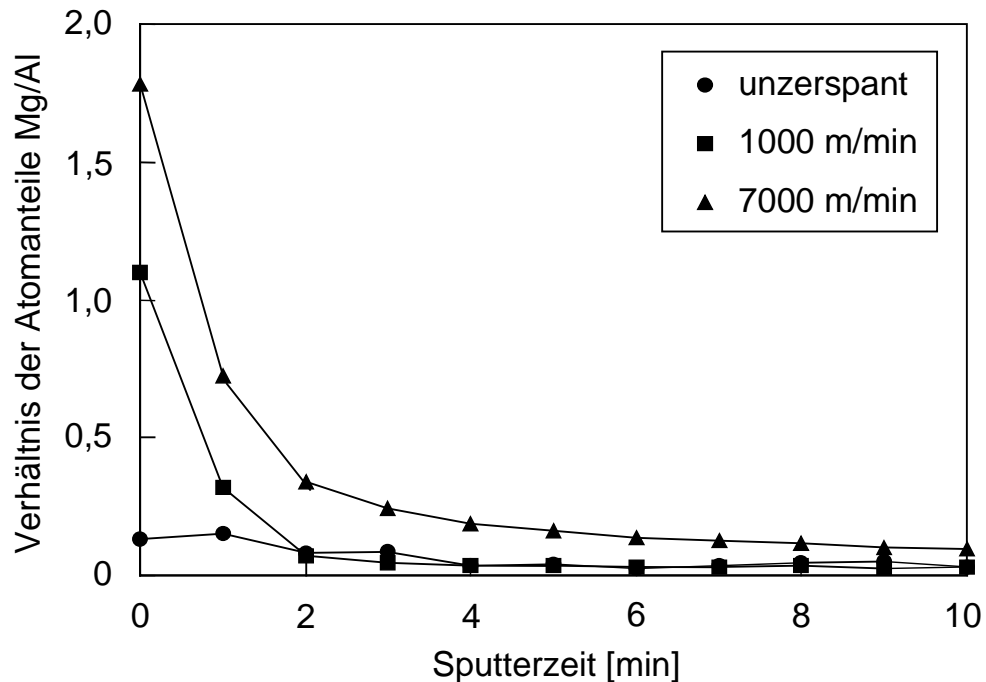


Bild 37 *Durch Augerelektronenspektroskopie bestimmtes Verhältnis der Atomanteile von Mg/Al als Funktion der Sputterzeit (Aluminiumlegierung 7075, maximal ausgehärtetes Gefüge [T 6])*

Die starke Anreicherung von Magnesium in der Oberfläche von schnell aus der Schmelze erstarrten Al-Mg Legierungen entsteht nach Burton und Machlin [1976] sowie Carney et al. [1990] durch die bei schneller Erstarrung im Nichtgleichgewicht erfolgende Anreicherung der Restschmelze mit Legierungselementen. Zusätzlich kommt es aufgrund der im Vergleich zu Al_2O_3 höheren Bildungsenthalpie von MgO zur bevorzugten Oxidation von Mg und damit zur weiteren Anreicherung in der Oberfläche (Wakefield und Sharp [1991], Werrett et al. [1997]).

Die Oberseiten der segmentierten Späne des unteralterten Gefüges (T 4 W) unterscheiden sich in den in Spanablaufrichtung nach vorne bzw. nach hinten gerichteten Segmentflächen voneinander (Bild 38). Auf den in Spanablaufrichtung nach hinten gewandten Segmentflächen, die durch das Abscheren zweier benachbarter Segmente entstanden sind, treten stark verformte Strukturen auf (Bild 38 c). Das verschmierte Erscheinungsbild dieser Oberflächen entsteht während der Segmentbildung durch die Reibung mit den gegenüberliegenden Scherflächen (Cho et al. [1990]).

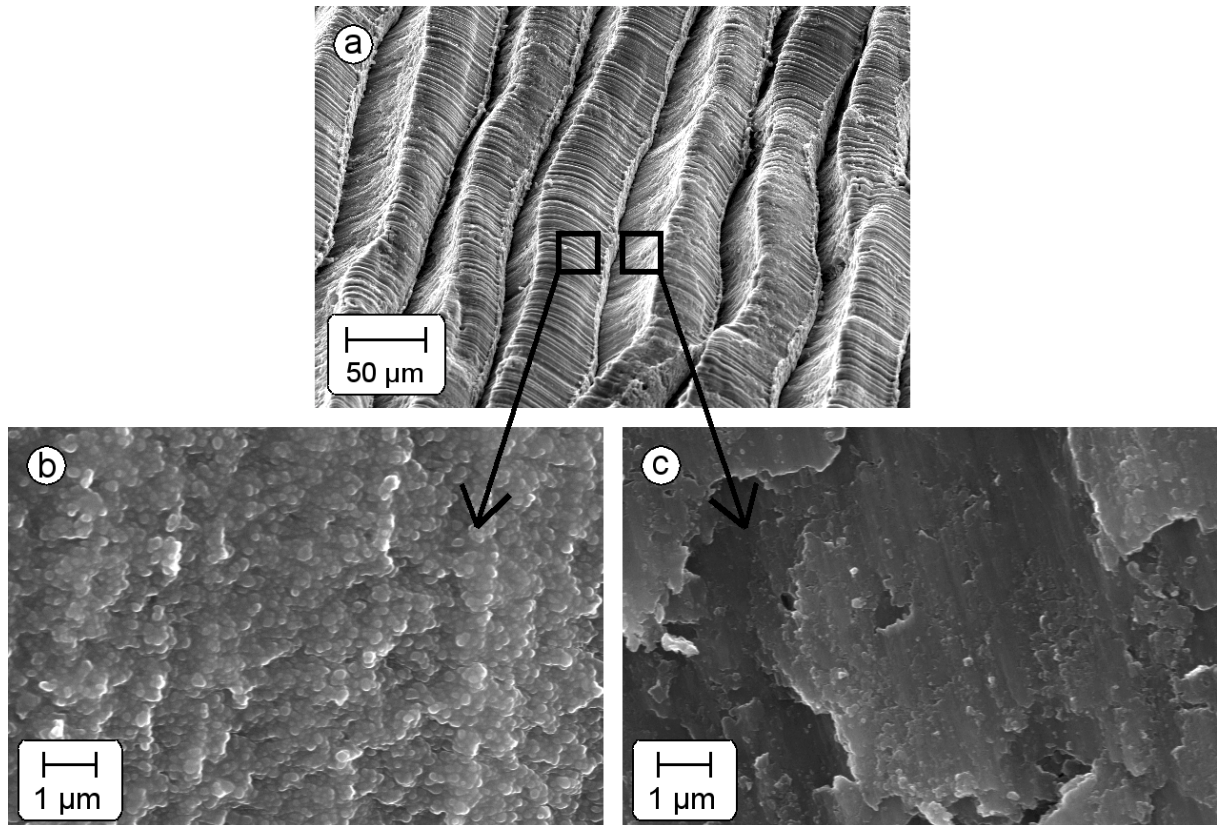


Bild 38 REM Aufnahmen der Spanoberseite (Aluminiumlegierung 7075, unteraltetes Gefüge [T 4 W], $v_c = 7000 \text{ m/min}$, $f_z = 0,2 \text{ mm}$): (a) Übersichtsaufnahme der Segmentierung; (b) ehemalige Werkstückoberfläche; (c) durch Abscherung entstandene Segmentfläche

Auf den in Spanablafrichtung nach vorn gewandten Segmentflächen treten bei hoher Schnittgeschwindigkeit ähnliche kugelförmige Aufschmelzungen wie auf der Spanunterseite auf (Bild 38 b). Die maximale Größe der hier gefundenen kugelförmigen Schmelztropfen ist mit etwa 350 nm geringfügig kleiner als auf der in Bild 36 b gezeigten Spanunterseite. Die in Spanablafrichtung nach vorn gewandte Segmentfläche entspricht der im vorausgegangenen Schnitt erzeugten Werkstückoberfläche, die im nachfolgenden Schnitt mit dem Span entfernt wird.

Im Modellversuch bleibt diese Fläche im Werkstück erhalten. In diesem Versuch konnte ein ähnlicher Einfluß der Schnittgeschwindigkeit auf die Oberflächenbildung festgestellt werden, wie auf der Unterseite der im Mehrschneidenfräsversuch hergestellten Späne. Bei einer Schnittgeschwindigkeit von 1000 m/min sind auf der durch den Schneideneingriff erzeugten Werkstückoberfläche nur einzelne parallel zur Schnittrichtung angeordnete Riefen zu erkennen (Bild 39 a). Bei hoher Schnittgeschwindigkeit (8000 m/min) konnten deutliche Aufschmelzstrukturen

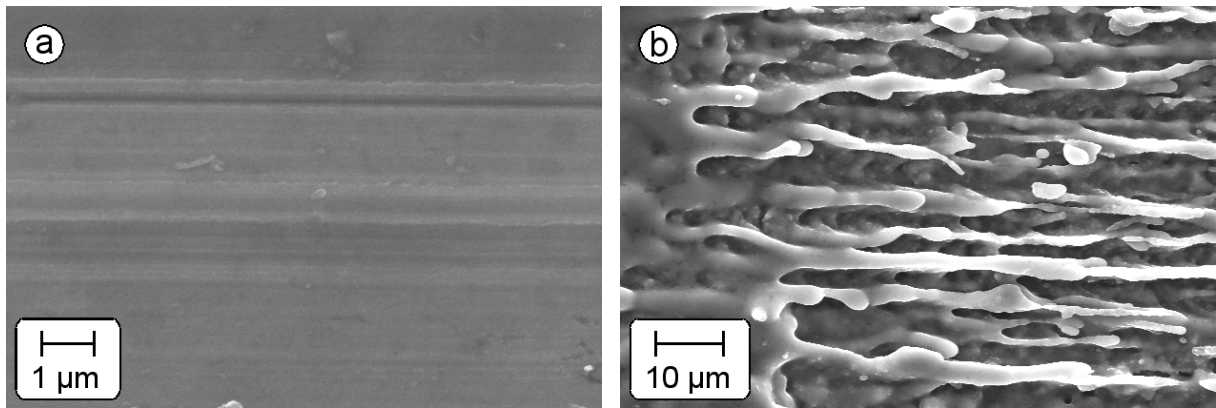


Bild 39 REM Aufnahmen der im Modellversuch an der Aluminiumlegierung 7075 erzeugten Werkstückoberfläche (maximal ausgehärtetes Gefüge [T 6], Schnitttiefe 200 µm): (a) $v_c = 1000$ m/min; (b) $v_c = 8000$ m/min

nachgewiesen werden (Bild 39 b). Im Unterschied zu den auf der Spanunterseite des Mehrschneidenfräsversuchs gefundenen Aufschmelzungen weisen die im Modellversuch erzeugten Aufschmelzstrukturen eine deutliche Orientierung entlang der Schnittrichtung auf. Die Aufschmelzungen besitzen in diesem Fall keine feine kugelförmige Struktur, sondern sind in teilweise mehr als 50 µm langen Streifen parallel zur Schnittrichtung angeordnet. Die beschriebenen Beobachtungen ergeben einen Anhaltswert für die beim Zerspanprozeß herrschenden Temperaturen. Beim Auftreten aufgeschmolzener Oberflächen muß die Solidustemperatur der untersuchten Legierung (560°C) zumindest lokal überschritten worden sein.

Beim Stahl 40 CrMnMo 7 wirkt sich das Gefüge im Gegensatz zur Aluminiumlegierung 7075 deutlich auf das Auftreten von Aufschmelzungen an der Spanunterseite aus. Das Weichglühgefüge (globularer Perlit), das die geringste Festigkeit und Härte der untersuchten Gefüge aufweist, zeigt an Spänen, die bei der höchsten Schnittgeschwindigkeit (4000 m/min) hergestellt wurden, keine aufgeschmolzenen Bereiche. Die gesamte Spanunterseite weist das in Bild 40 a gezeigte glatte Erscheinungsbild auf. Späne des lamellar perlitisches Gefüges, das gegenüber dem Weichglühgefüge eine um etwa 40% erhöhte Härte und Streckgrenze aufweist, zeigen bei der gleichen Schnittgeschwindigkeit am dicken Spanende einzelne lokal begrenzte aufgeschmolzene Bereiche (Bild 40 b). Diese Bereiche weisen wie im Fall der Aluminiumlegierung 7075 eine feine tropfenförmige Struktur auf. Der Durchmesser der Schmelztröpfchen ist mit etwa 400 - 800 nm gegenüber der Aluminiumlegierung geringfügig erhöht. Bei geringeren Schnittgeschwindigkeiten treten an Spänen des perlitisches Gefüges keine Aufschmelzungen auf.

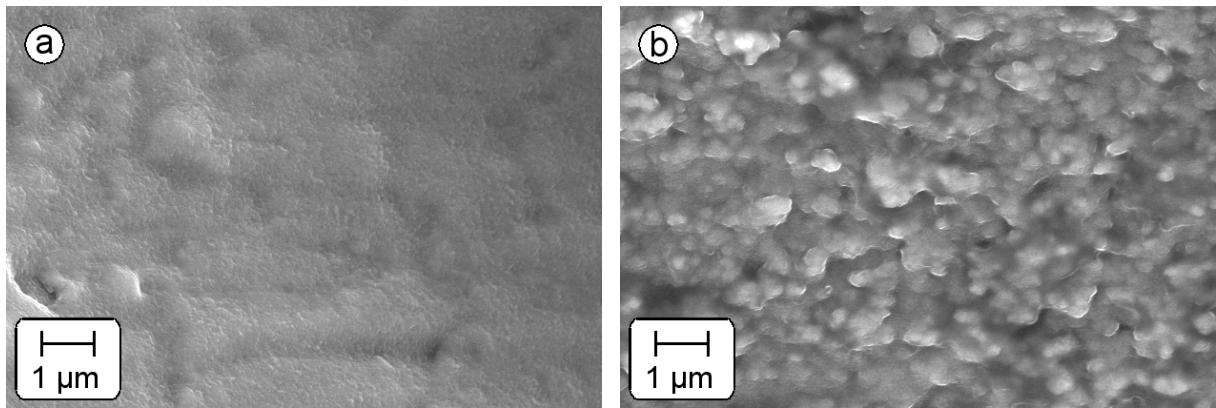


Bild 40 REM Aufnahmen der Spanunterseiten unterschiedlicher Gefüge des Stahls 40 CrMnMo 7 ($v_c = 4000 \text{ m/min}$, $f_z = 0,1 \text{ mm}$): (a) Weichglühgefüge (globularer Perlit); (b) lamellarer Perlit

Im Fall des spröden martensitischen Gefüges, das die höchste Festigkeit und Härte der untersuchten Gefüge aufweist, kommt es bei einer Schnittgeschwindigkeit von 4000 m/min zu einem so starken Aufschmelzen des Werkstoffs, daß Schmelze versprüht wird. Die in Bild 41 a gezeigten kugelförmigen Schmelztröpfchen haben nach der Erstarrung einen Durchmesser von etwa $200 \mu\text{m}$. Bei höherer Vergrößerung sind auf der Oberfläche der Schmelztröpfchen die einzelnen etwa $15 \mu\text{m}$ großen Körner deutlich zu erkennen (Bild 41 b). Bei geringeren Schnittgeschwindigkeiten von bis zu 1500 m/min weisen die Spanunterseiten des martensitischen Gefüges ein glattes Erscheinungsbild ohne Anzeichen von aufgeschmolzenen Bereichen auf.

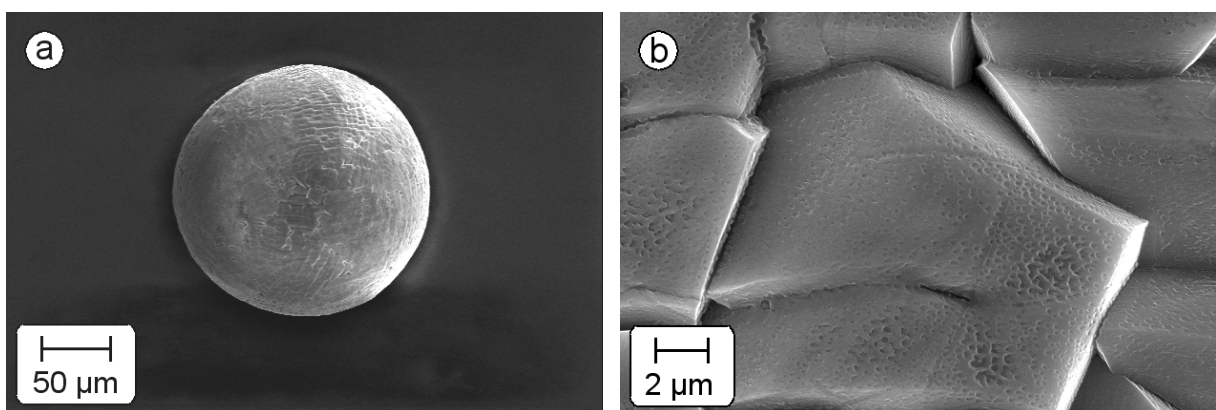


Bild 41 REM Aufnahmen der bei der Zerspanung des martensitischen Gefüges des Stahls 40 CrMnMo 7 entstandenen Schmelztropfen ($v_c = 4000 \text{ m/min}$, $f_z = 0,1 \text{ mm}$): (a) Gesamtansicht; (b) Kornstruktur in der Tropfenoberfläche

8 Diskussion

Im folgenden werden die in den vorangegangenen Kapiteln dargestellten experimentellen Ergebnisse diskutiert und zu einem qualitativen Bild der bei der Spanbildung im Werkstoff ablaufenden Vorgänge zusammengefaßt. Hierbei wird insbesondere auf die zur Auslösung der Scherlokalisierung in ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen führenden metallkundlichen Mechanismen eingegangen.

8.1 Segmentspanbildung in ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen

Die Bildung segmentierter Späne wurde im Fall der ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen für alle unteralterten Gefügestände, die kohärente und damit von Versetzungen schneidbare Ausscheidungen enthalten, beobachtet. Dies gilt für den gesamten untersuchten Bereich der Schnittbedingungen. Der häufig bei Zunahme der Schnittgeschwindigkeit beobachtete Übergang von kontinuierlichen zu segmentierten Spänen (Komanduri und Schroeder [1986]) tritt im untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich nicht auf, es wurden für jedes Gefüge entweder kontinuierliche oder segmentierte Späne beobachtet. Die Schnittgeschwindigkeit bestimmt hierbei lediglich den Grad einer auftretenden Segmentierung.

Über die metallkundliche Ursache der zur Spansegmentierung führenden Scherlokalisierung besteht Unklarheit. In der Literatur wird häufig eine während der Spanbildung in der primären Scherzone periodisch auftretende thermische Entfestigung als Auslöser der Scherlokalisierung angesehen (Hou und Komanduri [1995, 1997]). Hierbei wird keine Aussage über die Ursache der zur thermischen Entfestigung führenden lokalen Temperaturerhöhung getroffen (Vyas und Shaw [1999]).

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit können zu einem besseren Verständnis dieser Vorgänge beitragen. Aus den in den Kapiteln 4 und 5 dargestellten experimentellen Ergebnissen läßt sich das nachfolgend beschriebene Bild der zur Segmentspanbildung führenden Vorgänge ableiten. Die Bildung segmentierter Späne kann in ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen auf die durch das Abscheren von Ausscheidungen durch Versetzungen hervorgerufene lokale Werk-

stoffentfestigung zurückgeführt werden. Hierbei wird die folgende Abfolge von Ereignissen angenommen:

Die Vorwärtsbewegung des Schneidwerkzeugs führt zum Spannungsaufbau im Werkstoff vor der Schneidkante. Wenn in der Scherebene (Ebene höchster Spannungen) die kritische Schubspannung überschritten wird, kommt es zum Abscheren der kohärenten Ausscheidungen durch Versetzungen. Dies führt zur Abnahme der kritischen Schubspannung auf dieser Ebene (lokale Entfestigung) und damit zu einer Konzentration der weiteren Versetzungsbewegung (Planarisierung der Gleitverteilung) (Hornbogen und zum Gahr [1975]). Die auf einzelne Gleitebenen konzentrierte Versetzungsbewegung führt zu einer starken lokalen Temperaturzunahme. In einer Abschätzung von Armstrong et al. [1982] wurde gezeigt, daß durch konzentrierte Versetzungsbewegung eine lokale Zunahme der Temperatur von mehreren 100°C hervorgerufen werden kann. Die durch die Erhöhung der Temperatur verursachte thermische Entfestigung bewirkt eine weitere Lokalisierung der plastischen Verformung und damit auch eine weitere Erhöhung der Temperatur. Aufgrund der hohen Belastungsgeschwindigkeit erfolgt nur eine geringe Wärmeabfuhr durch Wärmeleitung in den umgebenden Werkstoff, so daß eine Konzentration der durch die Verformung erzeugten Wärme erfolgt. Durch die stark lokalisierte Verformung und die damit verbundene lokale Temperaturerhöhung kann die zunächst kristallographisch orientierte Verformung auf Gleitebenen in ein kristallographisch undefiniertes Scherband übergehen. Das Scherband breitet sich anschließend durch den gesamten Spanquerschnitt hindurch aus und führt zur Bildung eines Spansegmentes.

Die Auslösung der Scherlokalisierung erfolgt damit werkstoffbedingt durch lokale Entfestigungsvorgänge. Die häufig als Ursache der Verformungslokalisierung angesehene thermische Entfestigung ist anschließend eine Folge der lokalisierten Verformung, nicht jedoch die grundlegende Ursache der Scherlokalisierung.

Dieser zur Auslösung der Scherlokalisierung führende Mechanismus tritt in gleicher Weise in den Druck-Scherproben auf. Es besteht eine qualitative Übereinstimmung zwischen der Spanbildung beim Hochgeschwindigkeitsfräsen und dem Werkstoffverhalten bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten im Druck-Scherversuch. Werkstoffzustände, die im Druck-Scherversuch durch lokalisierte Scherbandbildung versagen, bilden beim Hochgeschwindigkeitsfräsen segmentierte Späne. Der Druck-

Scherversuch bietet darüber hinaus die Möglichkeit, die Belastung gezielt nach dem Beginn der Verformungslokalisierung, jedoch vor dem makroskopischen Versagen der Probe zu beenden. Damit ist es möglich, den kristallographisch definierten Beginn der Scherbandauslösung in Form von Gleitlinien, in denen eine lokalisierte Versetzungsbewegung stattgefunden hat, direkt sichtbar zu machen. Die durch die Planarisierung der Gleitverteilung im unteralterten Gefüge hervorgerufene Gleitlinienbildung ist in Bild 15 deutlich zu erkennen. Die kristallographisch orientierten Gleitlinien stellen eine Vorstufe der kristallographisch undefinierten Scherbänder dar. Dagegen ist innerhalb der Späne nur der Endzustand des kristallographisch undefinierten Scherbandes, das sich bereits über den gesamten Spanquerschnitt ausgebreitet hat, sichtbar.

Während der Spanbildung kommt es durch die Entstehung eines Segmentes zum Spannungsabbau vor der Schneide. Die Spannung wird anschließend durch die Vorwärtsbewegung des Schneidwerkzeugs wieder aufgebaut, bis die kritische Schubspannung erneut erreicht ist und es zur Bildung des nächsten Spansegmentes kommt. Die Segmentbreite, die durch den Abstand der im Span entstehenden Scherbänder bestimmt wird, hängt damit von der Höhe der kritischen Schubspannung und indirekt von der Streckgrenze der Legierung ab. Eine Erhöhung der Streckgrenze bzw. der kritischen Schubspannung führt zur beobachteten Erhöhung der Segmentbreite des warm ausgelagerten Gefüges (T 4 W) im Vergleich zum kalt ausgelagerten Gefüge (T 4 K).

Eine Zunahme der Schnittgeschwindigkeit führt zur Erhöhung der im Span auftretenden Dehnrates. Der Einfluß der Dehnrates auf die Streckgrenze von Aluminiumlegierungen ist bisher nicht eindeutig geklärt. Die Streckgrenze von Aluminiumlegierungen wird in vielen Untersuchungen als weitgehend dehnratenunabhängig beschrieben (Carden et al. [1981], Dorward und Hasse [1995], Oosterkamp et al. [2000]). Bei Belastung mit sehr hohen Dehnrates von bis zu $4 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ wurde jedoch für die Aluminiumlegierungen 6061 und 7075 ein deutlicher Einfluß der Dehnrates auf die Streckgrenze festgestellt (Lee et al. [2000a], Lee et al. [2000b], Nicholas [1981]). Bei der Hochgeschwindigkeitszerspannung treten in der primären Scherzone Dehnrates von bis zu 10^6 s^{-1} auf (Meyer et al. [2000]). Für Dehnrates in dieser Größenordnung sind keine gesicherten experimentellen Daten zur Höhe der Streckgrenze verfügbar. Die bei Zunahme der Schnittgeschwindigkeit

beobachtete Erhöhung der Segmentbreite läßt jedoch vermuten, daß die durch die Steigerung der Schnittgeschwindigkeit von 1000 m/min auf 7000 m/min verursachte Dehnratenerhöhung im Span eine deutliche Zunahme der Streckgrenze hervorruft.

Eine höhere Schnittgeschwindigkeit führt zusätzlich aufgrund der kürzeren zur Verfügung stehenden Zeit zu einer geringeren Wärmeabfuhr durch Wärmeleitung aus dem Scherband in den umgebenden Werkstoff, wodurch höhere Temperaturen im Scherband erreicht werden. Aufgrund der damit zunehmenden thermischen Entfestigung erfolgt bei Zunahme der Schnittgeschwindigkeit eine stärkere plastische Verformung im Scherband, was zu einer Zunahme des Segmentierungsgrades führt.

Die kalt ausgelagerten unteralterten Gefüge (T 4 K) weisen aufgrund des im Vergleich zu den warm ausgelagerten Gefügen (T 4 W) kleineren Durchmessers der Ausscheidungen eine geringere kritische Schubspannung auf. Ein Abscheren der Ausscheidungen durch Versetzungen führt hier zu einer geringeren Abnahme der kritischen Schubspannung als in warm ausgelagerten Gefügen und damit zu einer geringeren lokalen Entfestigung bzw. geringeren Konzentration der Versetzungsbewegung (Li und Park [2000]). Die durch die Lokalisierung der Versetzungsbewegung verursachte Temperaturerhöhung ist daher kleiner als in warm ausgelagerten Gefügen, was zum beobachteten geringeren Segmentierungsgrad sowie zur schwächeren Abhängigkeit des Segmentierungsgrades von der Schnittgeschwindigkeit führt.

An beiden untersuchten Aluminiumlegierungen wurde für die unteralterten Gefüge qualitativ das gleiche Segmentierungsverhalten beobachtet. Im quantitativen Verlauf des Segmentierungsgrades über der Schnittgeschwindigkeit bestehen jedoch deutliche Unterschiede. Diese entstehen durch die geringfügig unterschiedliche Zusammensetzung der Legierungen. Die Legierung 7050 weist gegenüber der Legierung 7075 einen geringeren Gehalt der Elemente Si, Fe, Mn und Ti sowie einen deutlich reduzierten Cr-Gehalt auf. Die Cr-haltige intermetallische E-Phase $\text{Al}_{18}\text{Cr}_2\text{Mg}_3$ tritt damit ausschließlich in der Legierung 7075 auf. Die inkohärente E-Phase, die in allen Gefügezuständen der Legierung 7075 auftritt, kann von Versetzungen nicht geschnitten, sondern nur umgangen werden. Der Umgehungsmechanismus führt durch die um die Ausscheidungen zurückbleibenden Versetzungsringe für nachfolgende Versetzungen zu einer Erhöhung der Passierspannung. Dadurch kommt es zu einer Umverteilung der Verset-

zungsbewegung auf benachbarte Gleitsysteme und damit zu einer Homogenisierung der Gleitverteilung. Dieses lokal verfestigende Werkstoffverhalten überlagert sich dem durch die kohärenten schneidbaren Ausscheidungen verursachten lokal entfestigenden Werkstoffverhalten und wirkt damit der Auslösung der Spansegmentierung entgegen. Die beobachtete geringere Spansegmentierung der Legierung 7075 kann daher auf das Vorhandensein der E-Phase zurückgeführt werden. Die Anwesenheit dieser Phase führt zu reduzierter Segmentierung, kann jedoch ihr Auftreten nicht verhindern, da der entfestigende Einfluß der kohärenten schneidbaren Ausscheidungen überwiegt.

Nach der beschriebenen Modellvorstellung wird die Spansegmentierung im Fall von ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen ausschließlich durch die bei Anwesenheit von kohärenten und damit von Versetzungen schneidbaren Ausscheidungen vorliegende Lokalisierung der plastischen Verformung in Folge des lokal entfestigenden Werkstoffverhaltens verursacht. In Reinaluminium tritt dagegen auch bei Belastung mit sehr hohen Dehnraten keine Verformungslokalisierung auf (Brunton et al. [1964]). Von den untersuchten Auslagerungszuständen der Aluminiumlegierungen ist das Verformungsverhalten des lösungsgeglühten Zustands dem eines Reinmetalls am ähnlichsten. Das im lösungsgeglühten Zustand vorliegende kubisch-flächenzentrierte Gitter des übersättigten Aluminium-Mischkristalls, der im Fall der Legierung 7050 völlig ausscheidungsfrei ist, ermöglicht eine isotrope und homogene plastische Verformung ohne das Auftreten von zur Verformungslokalisierung führenden Entfestigungsvorgängen. Damit tritt keine zur thermischen Entfestigung führende lokale Temperaturerhöhung auf, so daß bis zu den höchsten angewandten Schnittgeschwindigkeiten homogen verformte kontinuierliche Späne entstehen, die keine Anzeichen von Segmentierung aufweisen. Im Fall des lösungsgeglühten Zustands der Aluminiumlegierung 7075 führt die inkohärente E-Phase durch die Umverteilung der Versetzungsbewegung auf benachbarte Gleitsysteme zu einer zusätzlichen Homogenisierung der im Span auftretenden plastischen Verformung.

In die stark überalterten Gefüge werden in die nicht zur Verformungslokalisierung neigende kubisch-flächenzentrierte Matrix zusätzlich etwa 50 nm große inkohärente Ausscheidungen in homogener Verteilung eingebracht. Diese von Versetzungen nicht schneidbaren Ausscheidungen haben den gleichen Effekt wie die in der

Legierung 7075 auftretende inkohärente E-Phase: Der bei plastischer Verformung auftretende Umgehungsmechanismus führt zur lokalen Verfestigung und damit zur Homogenisierung der Gleitverteilung und der im Span auftretenden Temperatur. Der homogenisierende Effekt dieser Ausscheidungen addiert sich zum Einfluß der Matrix, die für sich ebenfalls eine homogene Volumenverformung des gesamten Spans ermöglicht. Die Späne der überalterten Gefüge weisen daher wie die der lösungsgeglühten Zustände bis zur höchsten Schnittgeschwindigkeit ein kontinuierliches Erscheinungsbild auf.

Hierbei besteht eine starke Übereinstimmung mit dem Verformungsverhalten der Druck-Scherproben des überalterten Zustands, die sich bis zu axialen Stauchungen von 80% homogen ohne die Bildung von Scherbändern verformen lassen. Aufgrund der qualitativen Übereinstimmung des Verformungsverhaltens im Druck-Scherversuch mit den bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung entstehenden Spänen kann der Druck-Scherversuch als Modellversuch, der zu einem besseren Verständnis der bei der Spanbildung auftretenden Mechanismen beiträgt, eingesetzt werden.

In den maximal ausgehärteten Gefügen tritt ein Übergang von kohärenten zu inkohärenten Ausscheidungen auf. Dieser Übergang erfolgt nicht sprunghaft, so daß kohärente und inkohärente Ausscheidungen nebeneinander auftreten können (Deschamps und Bréchet [1999], Shercliff und Ashby [1990]). Damit kann im gleichen Span lokal ein entfestigendes oder ein verfestigendes Werkstoffverhalten vorliegen. Im Fall der Legierung 7075 überlagert sich zusätzlich der die Gleitung homogenisierende Einfluß der von Versetzungen nicht schneidbaren E-Phase, der zur Bildung der beobachteten Späne mit kontinuierlichen und segmentierenden Bereichen führt. Bei der Legierung 7050, die keine E-Phase enthält, überwiegen dagegen im Übergangsbereich von kohärenten zu inkohärenten Ausscheidungen die durch Schneiden der kohärenten Ausscheidungen verursachten entfestigenden Werkstoffeigenschaften und führen so zur Bildung stark segmentierender Späne.

Die diskutierten zur Verformungslokalisierung führenden Mechanismen lassen die Schlußfolgerung zu, daß die Härte der zerspannten Legierung nicht wie häufig angenommen (Komanduri et al. [1982]) die für die Spansegmentierung allein ausschlaggebende Größe ist. Der maximal ausgehärtete Zustand zeigt nicht notwendigerweise die stärkste Spansegmentierung. Im Fall der Legierung 7075 liegen neben segmentierten auch häufig kontinuierliche Spanbereiche vor, während die

Späne des warm ausgelagerten unteralterten Zustands, der eine geringere Härte aufweist, vollständig segmentiert sind.

8.2 Segmentspanbildung in Stahl

An den Spänen des Stahls 40 CrMnMo 7 wurde gezeigt, daß das Gefüge des zerspannten Werkstoffs einen stärkeren Einfluß auf die Spangeometrie hat als die Schnittgeschwindigkeit, die nur geringfügig den Grad der Segmentierung bestimmt. Der bei Zunahme der Schnittgeschwindigkeit häufig beobachtete Übergang von kontinuierlichen zu segmentierenden Spänen (Komanduri und Schroeder [1986]) wurde wie im Fall der Aluminiumlegierungen im untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich nicht festgestellt.

Bei Stahl tritt die für die ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen angenommene Ursache von zur Segmentspanbildung führenden lokalen Entfestigungsvorgängen (Abscheren von Ausscheidungen durch Versetzungen) nicht auf. Im am stärksten segmentierenden martensitischen Gefüge ist der Kohlenstoff vollständig in der Matrix zwangsgelöst, so daß im Werkstoff keine Karbidausscheidungen enthalten sind. Darüber hinaus ist bekannt, daß die in angelassenem Martensit enthaltenen Karbide aufgrund ihrer hohen Härte von Versetzungen nicht geschnitten werden können (Heiple et al. [1981]).

Der die Spanform bestimmende Parameter ist im Fall von Stahl das makroskopische Verformungs- und Verfestigungsvermögen des Werkstoffs. Der Segmentierungsgrad der Späne ist um so höher, je geringer das Verformungs- und Verfestigungsvermögen des zerspannten Werkstoffs ist. Für das im Zugversuch durch Sprödbbruch versagende martensitische Gefüge, in dem keine Verfestigung stattfindet, wurde schon bei den geringsten Schnittgeschwindigkeiten eine ausgeprägte Segmentspanbildung gefunden, während das duktile Weichglühgefüge, das ein hohes Verfestigungsvermögen besitzt, auch bei den höchsten Schnittgeschwindigkeiten nahezu kontinuierliche, im gesamten Spanvolumen plastisch verformte Späne aufweist.

Ein hohes Verfestigungsvermögen bewirkt eine Umverteilung der durch die Vorwärtsbewegung der Schneide erzwungenen plastischen Verformung und wirkt so einer zur Spansegmentierung führenden Lokalisierung der Verformung entgegen. Falls durch fehlendes Verfestigungsvermögen keine Umverteilung der Verformung

auf das gesamte Spanvolumen erfolgen kann, kommt es durch Lokalisierung der Verformung zur Bildung eines segmentierten Spanes.

Dieses Verhalten bestätigt die häufig veröffentlichte Vermutung (Elbestawi et al. [1996], Packeisen und Theisen [1999], Shaw und Vyas [1993, 1998]), daß die bei der Zerspanung spröder, nicht verfestigender Werkstoffe auftretende Spansegmentierung durch periodisch auftretende Scherbrüche in der primären Scherzone verursacht wird. Die Vorwärtsbewegung der Schneide führt in diesem Fall zum Spannungsaufbau im Werkstück. Wenn in der Scherebene die maximale vom Werkstoff ertragene Scherspannung erreicht ist, kommt es zum Materialversagen durch Scherbruch. Dies führt zur Entstehung eines Spansegmentes und zum Spannungsabbau vor der Schneide. Durch die Vorwärtsbewegung der Schneide kommt es anschließend zum erneuten Spannungsaufbau und zur Bildung des nachfolgenden Spansegmentes.

Das für die Spanbildung entscheidende Verformungs- und Verfestigungsverhalten kann im quasistatischen Zugversuch ermittelt werden. Auch die Härte des Werkstoffs als ein leicht zu bestimmendes indirektes Maß für seine Verformbarkeit kann für ein Verständnis der Spangeometrie herangezogen werden.

Diese bei Stahl gefundenen Zusammenhänge stehen im Gegensatz zu dem an den ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen 7075 und 7050 beschriebenen Mechanismus der Segmentspanbildung, bei dem weder das im quasistatischen Zugversuch ermittelte makroskopische Verformungs- und Verfestigungsverhalten noch die Härte des Werkstoffs die für das Verständnis der Segmentspanbildung entscheidenden Parameter sind.

Eine Gemeinsamkeit im bei Aluminium und Stahl auftretenden Spanbildungsverhalten besteht in der Bedeutung der bei plastischer Verformung auftretenden Werkstoffverfestigung. Für beide Werkstoffe wird in den Gefügen, die ein hohes Verfestigungsvermögen besitzen, der Bildung segmentierter Späne durch eine Umverteilung der Verformung entgegenwirkt.

8.3 Bedeutung der Duplexgefüge

Bei der Zerspanung der im Stahl eingesetzten Duplexgefüge, bei denen in das Grundgefüge Ferritkörner eingelagert sind, konnte gezeigt werden, daß der geringe

Volumenanteil von 10% Ferrit den Spanbildungsmechanismus des umgebenden Gefüges nicht beeinflusst. Die Ferritkörner werden vom umgebenden Gefüge vollständig umschlossen (Kontiguität = 0). Eine Verformung dieser Körner ist nur durch eine Verformung der gesamten umgebenden Matrix möglich. Unter der Annahme von im Ausgangsgefüge nahezu globularen Ferritkörnern kann aus dem Streckungsgrad der im Span enthaltenen Ferritkörner eine Quantifizierung der lokalen Verformung erfolgen. Innerhalb der an der Spanunterseite des ferritisch-martensitischen Duplexgefüges auftretenden sekundären Scherzone konnten so Verformungen von 2000% gemessen werden.

Ein Nachweis der im Vergleich zur sekundären Scherzone wesentlich geringeren plastische Verformung des Segmentinneren durch Härtemessung kann am einphasig martensitischen Gefüge nicht erfolgen, da es durch die hohen Temperaturen im Span zum Anlassen des Martensits kommt. Dies führt gegenüber der Härte des unzerspannten Ausgangswerkstoffs zu einer Härteabnahme im Innern der Segmente (Bild 32). Im ferritisch-martensitischen Duplexgefüge kann dagegen durch Mikrohärtmessung an den im Segment enthaltenen Ferritkörnern eine Härtezunahme durch Verfestigung nachgewiesen werden. Da eine Verformung der Ferritkörner nur durch Verformung der gesamten umgebenden Matrix möglich ist, muß damit während der Spanbildung auch das Innere der Spansegmente plastisch verformt worden sein.

In der sekundären Scherzone können die stark verformten Ferritkörner deutlich vom umgebenden weißen Martensit unterschieden werden. Die während der Spanbildung in der sekundären Scherzone herrschende Temperatur hat zur Austenitisierung der kohlenstoffreichen Matrix und der kohlenstoffarmen Ferritkörner geführt. Beim anschließenden Abkühlen des Spans auf Raumtemperatur wandelt sich die Matrix diffusionslos in Martensit, der die im Schliff an der Spanunterseite sichtbare weiße Zone bildet, um. Die Einwirkzeit der zur Austenitisierung der sekundären Scherzone führenden Temperaturen ist jedoch so kurz, daß es nicht zu einem Konzentrationsausgleich des Kohlenstoffs durch Diffusion aus der Matrix in die austenitisierten Ferritkörner kommt (Eda et al. [1993], Shaw und Vyas [1994]). Damit bleibt der Kohlenstoffgehalt der austenitisierten Ferritkörner unverändert. Bei der Abkühlung auf Raumtemperatur wandeln sie sich anschließend wieder in Ferrit um, der aufgrund seines Ätzverhaltens vom weißen Martensit unterschieden werden kann.

Diese Beobachtung kann als starker Hinweis dafür gewertet werden, daß die in der Unterseite von Spänen der martensitischen Gefüge beobachteten nicht ätzbaren weißen Zonen durch Austenitisierung und anschließende martensitische Umwandlung entstanden sind. Bei der in der Literatur zur Entstehung der weißen Zonen teilweise vorgeschlagenen rein mechanischen Gefügezerstörung (Turley [1975]) wäre die beobachtete deutliche Abgrenzung zwischen den kohlenstoffarmen Ferritkörnern und der kohlenstoffreicheren weißen Zone nicht möglich.

8.4 Schlußfolgerungen

Aus der Bewertung der experimentellen Ergebnisse und durch ihren Vergleich mit aus der Literatur bekannten Untersuchungen können die folgenden Schlußfolgerungen gezogen werden:

1. Die Mechanismen der Spanbildung (kontinuierlich oder segmentiert) können durch geeignete Werkstoffauswahl und -behandlung gezielt beeinflusst werden. Der Einfluß unterschiedlicher Werkstoffgefüge dominiert hierbei über dem Einfluß der Zerspanungsparameter.
2. Die für die Segmentspanbildung entscheidende Einflußgröße ist die Reaktion des Werkstoffs auf die durch die Vorwärtsbewegung der Schneide erzwungene plastische Verformung. Die Segmentspanbildung kann für ausscheidungshärtbare Aluminiumlegierungen auf Grundlage der unterschiedlichen Wechselwirkungsmechanismen zwischen Versetzungen und Ausscheidungen verstanden werden. Im Fall von Stahl wird die Spansegmentierung durch ungenügendes Verfestigungsvermögen ausgelöst.
3. Die Segmentspanbildung in Aluminium und Stahl beruht auf unterschiedlichen Mechanismen. Die Härte des zerspanenden Werkstoffs ist nicht die für das Spanbildungsverhalten allein ausschlaggebende Einflußgröße.
4. Ein Verständnis der bei der Hochgeschwindigkeitszerspanung auftretenden Mechanismen kann im Fall von Stahl bereits aus den Zugversuchskennwerten erfolgen, nicht jedoch im Fall von Aluminium.

5. Die dynamische Werkstoffprüfung in Form von Druck-Scherversuchen ist zur Ermittlung der zur Scherlokalisierung führenden Mechanismen geeignet. Die gewonnenen Erkenntnisse können auf die Spanbildung übertragen werden.
6. Das Auftreten von Segmentspanbildung ist nicht als Kriterium zur Definition der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung geeignet. Die Bildung kontinuierlicher Späne ist bis zu höchsten Schnittgeschwindigkeiten möglich.
7. Die verwendeten Aluminiumlegierungen sind als Modellwerkstoff zur systematischen (wissenschaftlichen und technologischen) Untersuchung der bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung auftretenden Spanbildungsmechanismen geeignet. Insbesondere ermöglichen die Aluminiumlegierungen eine für kontinuierliche und segmentierende Späne getrennte Untersuchung des Schnittkraftverlaufs in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit. Anhand dieser Untersuchungen kann möglicherweise ein schnittkraftabhängiges Kriterium der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung definiert werden.
8. Trotz Änderung der chemischen Zusammensetzung bleiben die in ausscheidungs-härtbaren Aluminiumlegierungen zur Spansegmentierung führenden Mechanismen unverändert. Damit ist eine Übertragung der Erkenntnisse auf ähnliche Legierungssysteme möglich.
9. Duplexgefüge können in Stählen zur Bestimmung lokaler Verformungen innerhalb der Späne eingesetzt werden, ohne den Spanbildungsmechanismus zu beeinflussen.

9 Zusammenfassung

Die Zielsetzung für die vorliegende Arbeit bestand darin, ein besseres Verständnis der bei der Hochgeschwindigkeitsbearbeitung in der primären und sekundären Scherzone der Späne ablaufenden Vorgänge zu entwickeln. Insbesondere sollte der Einfluß des Werkstoffgefüges auf die zur Bildung von segmentierten Spänen führenden Mechanismen der Scherlokalisierung geklärt werden.

In drei unterschiedlichen Werkstoffen wurde durch geeignete Wärmebehandlung eine möglichst breite Gefügevariation eingestellt. Bei den ausscheidungshärtbaren Aluminiumknetlegierungen EN AW-7075 und EN AW-7050 wurden lösungsgeglühte, unteralterte, maximal ausgehärtete sowie überalterte Gefüge, beim niedrig legierten Stahl 40 CrMnMo 7 ein Weichglühgefüge, lamellarer Perlit, ein Vergütungsgefüge, ein martensitisches Gefüge sowie je ein ferritisch-perlitisches und ferritisch-martensitisches Duplexgefüge für die Untersuchungen verwendet.

Die eingestellten Gefüge wurden licht- und elektronenmikroskopisch sowie durch Härtemessungen und quasistatische Zugversuche charakterisiert. Das Werkstoffverhalten bei Belastung mit hohen Dehnraten wurde in Druck-Scherversuchen in einem Fallwerk geprüft.

Zerspanungsversuche an den eingestellten Gefügen wurden im Gleich- und Gegenlaufräsen bei sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten von bis zu 7000 m/min durchgeführt. Es wurden die Schnittgeschwindigkeit und der Zahnvorschub variiert. Neben den Hochgeschwindigkeitsfräsversuchen mit konventioneller Eingriffsgeometrie wurde ein Modellversuch durchgeführt, der die durch den Eingriff neu entstandene Oberfläche im Werkstück konserviert. In diesem Versuch wurden Schnittgeschwindigkeiten von bis zu 8000 m/min erreicht.

Von den im Fräsversuch hergestellten Spänen wurden metallographische Längsschliffe hergestellt. An den Schliffen wurde die Geometrie der entstandenen Späne lichtmikroskopisch vermessen und die Mikrohärtigkeit geprüft. Die Spanoberflächen wurden im Rasterelektronenmikroskop sowie durch Augerelektronenspektroskopie untersucht.

Es wurde gezeigt, daß ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der beim Hochgeschwindigkeitsfräsen entstehenden Spanform und dem Werkstoffversagen im

Druck-Scherversuch besteht. Gefüge, die im Druck-Scherversuch durch Scherlokalisierung versagen, bilden segmentierte Späne, während im Druck-Scherversuch homogen verformbare Gefüge bei der Zerspanung kontinuierliche Späne bilden.

In den Zerspanungsuntersuchungen wurde gezeigt, daß für Aluminium und Stahl die unterschiedlichen Werkstoffgefüge einen stärkeren Einfluß auf die Spanbildung haben als die Schnittgeschwindigkeit. Es wurde für jede Werkstoffvariante entweder die Bildung kontinuierlicher oder segmentierter Späne beobachtet, die Schnittgeschwindigkeit bestimmt beim Auftreten von Spansegmentierung lediglich den Segmentierungsgrad. Ein durch Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit verursachter Übergang von kontinuierlichen zu segmentierten Späne tritt im untersuchten Schnittgeschwindigkeitsbereich nicht auf.

Die zur Auslösung der Scherlokalisierung führenden Mechanismen sind für Aluminium und Stahl unterschiedlich und werden durch die Reaktion des Werkstoffs auf plastische Verformung bestimmt. Im Fall der Aluminiumlegierungen ist der Auslagerungszustand des zerspanen Werkstoffs der für das Spansegmentierungsverhalten entscheidende Parameter. Im Fall unteralterter Gefüge bilden sich segmentierte Späne, während bei den lösungsgeglühten und überalterten Gefügen bis zur höchsten Schnittgeschwindigkeit kontinuierliche Späne entstehen. Dieser Einfluß des Auslagerungszustandes auf die Spanbildung wird auf die während der plastischen Verformung in der primären Scherzone einsetzenden unterschiedlichen Wechselwirkungsmechanismen zwischen Versetzungen und den im Werkstoff enthaltenen Ausscheidungen zurückgeführt. Das Abscheren der in den unteralterten Gefügen enthaltenen kohärenten Ausscheidungen führt durch die dadurch hervorgerufene Entfestigung einzelner Gleitebenen zur Lokalisierung der plastischen Verformung und damit zur Bildung segmentierter Späne. Die Scherlokalisierung wird damit durch eine werkstoffbedingte Entfestigung ausgelöst. Die lokalisierte Verformung bewirkt eine starke lokale Erwärmung. Die dadurch hervorgerufene thermische Entfestigung ist eine Folge, nicht jedoch die Ursache der Verformungslokalisierung.

Das Spanbildungsverhalten der untersuchten Aluminiumlegierungen 7075 und 7050 ist qualitativ gleich. Quantitative Unterschiede im Segmentierungsverhalten zwischen beiden Legierungen können auf geringfügige Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung zurückgeführt werden.

Im Fall des Stahls wird die Spanbildung durch das Verformungs- und Verfestigungsvermögen des Werkstoffs bestimmt. Das Weichglühgefüge sowie das perlitische Gefüge, die ein hohes Verformungs- und Verfestigungsvermögen aufweisen, zeigen die Bildung nahezu kontinuierlicher Späne. Dagegen sind die Späne des spröden martensitischen Gefüges, das nicht verfestigt, stark segmentiert. Die Segmentierung wird im Gegensatz zu den Aluminiumlegierungen durch periodisch auftretende Scherbrüche in der primären Scherzone verursacht.

Durch die Oberflächenuntersuchungen wurde der Nachweis erbracht, daß bei hohen Schnittgeschwindigkeiten sowohl für Aluminium als auch für Stahl Temperaturen in der Grenzfläche zwischen Span und Schneide erreicht werden, die zum Aufschmelzen des Werkstoffs führen. Die aufgeschmolzenen Oberflächen der Spanunterseite weisen eine kugelförmige Struktur auf, die im Fall von Aluminium einen gegenüber der Nominalzusammensetzung der Legierung erhöhten Magnesiumgehalt besitzt.

10 Literaturverzeichnis

- Abrão, A.M., Aspinwall, D.K. (1997): „Temperature Evaluation of Cutting Tools During Machining of Hardened Bearing Steel Using Polycrystalline Cubic Boron Nitride and Ceramic Cutting Tools“, *Mater. Sci. Technol.*, 13, 445-450
- Andrade, U., Meyers, M.A., Vecchio, K.S., Chokshi, A.H. (1994): „Dynamic Recrystallization in High-Strain, High-Strain-Rate Plastic Deformation of Copper“, *Acta Metall. Mater.*, 42, 3183-3195
- Andrae, P. (1999): „Chip Formation in High Speed Cutting HSC“, in *Proceedings of the 3rd International Machining and Grinding Conference*, Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 107-120
- Armstrong, R.W., Coffey, C.S., Elban, W.L. (1982): „Adiabatic Heating at a Dislocation Pile-Up Avalanche“, *Acta Metall.*, 30, 2111-2116
- Barrow, G., Graham, W., Kurimoto, T., Leong, Y.F. (1982): „Determination of Rake Face Stress Distribution in Orthogonal Machining“, *Int. J. Mach. Tool Des. Res.*, 22, 75-85
- Bayoumi, A.E., Xie, J.Q. (1995): „Some Metallurgical Aspects of Chip Formation in Cutting Ti-6wt.%Al-4wt.%V Alloy“, *Mater. Sci. Eng. A*, A190, 173-180
- Beatty, J.H., Meyer, L.W., Meyers, M.A., Nemat-Nasser, S. (1992): „Formation of Controlled Adiabatic Shear Bands in AISI 4340 High Strength Steel“, in „High-Strain-Rate Phenomena in Materials“, Meyers, M.A., Murr, L.E., Staudhammer, K.P. (Eds.), Dekker, New York, 645-656
- Behnood, N., Evans, J.T. (1989): „Plastic Deformation and the Flow Stress of Aluminium-Lithium Alloys“, *Acta Metall.*, 37, 687-695
- Blümke, R., Sahm, A., Siems, S., Müller, C., Exner, H.E., Schulz, H., Warnecke, G. (2000): „Charakterisierung der Spanbildung bei Kurzzeitbelastung während des Hochgeschwindigkeitsfräsens“, in „Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten“, Tönshoff, H.K., Hollmann, F. (Hrsg.), Deutsche Forschungsgemeinschaft, Bonn, ISBN 3-00-006320-X, 23-35
- Bourne, L. (1950): „Effect of High-Speed Deformation on Steel“, *J. Iron Steel Inst.*, 165, 374-376
- Brown, C.A., von Turkovich, B.F. (1983): „A Practical Method for Estimating Machining Forces from Tool-Chip Contact Area“, *Ann. CIRP*, 32, 91-95
- Brunton, J.H., Field, J.E., Thomas, G.P., Wilson, M.P.W. (1964): „The Deformation of Metals by High Velocity Impact“, in „Metals for the Space Age“, Plansee Proceedings 1964, Benesovsky, F. (Ed.), Springer, Wien, 137-148

- Burkins, M., Love, W. (1996): „Effect of Annealing Temperature on the Ballistic Limit Velocity of Ti-6Al-4V“, in Proceedings of the 16th International Symposium on Ballistics, Bailey, H.R., Holden, L. (Eds.), American Defense Preparedness Association, Arlington, 731-740
- Burton, J.J., Machlin, E.S. (1976): „Prediction of Segregation to Alloy Surfaces from Bulk Phase Diagrams“, Phys. Rev. Lett., 37, 1433-1436
- Carden, A.E., Williams, P.E., Karpp, R.R. (1981): „Comparison of the Flow Curves of 6061 Aluminum Alloy at High and Low Strain Rates“, in „Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals“, Meyers, M.A., Murr, L.E. (Eds.), Plenum Press, New York, 37-50
- Carney, T.J., Tsakirooulos, P., Watts, J.F., Castle, J.E. (1990): „Oxidation and Surface Segregation in Rapidly Solidified Al Alloy Powders“, Int. J. Rapid Solid., 5, 189-217
- Chen, C.Q., Knott, J.F. (1981): „Effects of Dispersoid Particles on Toughness of High-Strength Aluminium Alloys“, Met. Sci., 15, 357-364
- Cho, K., Chi, Y.C., Duffy, J. (1990): „Microscopic Observations of Adiabatic Shear Bands in Three Different Steels“, Metall. Trans. A, 21A, 1161-1175
- Cho, K.M., Lee, S., Nutt, S.R., Duffy, J. (1993): „Adiabatic Shear Band Formation During Dynamic Torsional Deformation of an HY-100 Steel“, Acta Metall. Mater., 41, 923-932
- Chou, P.C., Hashemi, J., Chou, A., Rogers, H.C. (1991): „Experimentation and Finite Element Simulation of Adiabatic Shear Bands in Controlled Penetration Impact“, Int. J. Impact Eng., 11, 305-321
- Chu, T.H., Wallbank, J. (1998): „Determination of the Temperature of a Machined Surface“, J. Manufact. Sci. Eng., 120, 259-263
- Chung, N., Embury, J.D., Evensen, J.D., Hoagland, R.G., Sargent, C.M. (1977): „Unstable Shear Failure in a 7075 Aluminum Alloy“, Acta Metall., 25, 377-381
- Clifton, R.J., Duffy, J., Hartley, K.A., Shawki, T.G. (1984): „On Critical Conditions for Shear Band Formation at High Strain Rates“, Scripta Metall., 18, 443-448
- Cowie, J.G., Tuler, F.R. (1987): „Flow Localization Models - A Review“, Mater. Sci. Eng., 95, 93-99
- Davies, M.A., Evans, C.J., Harper, K.K. (1995): „Chip Segmentation in Machining AISI 52100 Steel“, in Proceedings of the 10th Annual Meeting of ASPE, Ziegert, J.C. (Ed.), American Society for Precision Engineering, Raleigh, 235-238
- Davies, M.A., Burns, T.J., Evans, C.J. (1997): „On the Dynamics of Chip Formation in Machining Hard Metals“, Ann. CIRP, 46, 25-30

- Dawson, P.R., Malkin, S. (1984): „Inclined Moving Heat Source Model for Calculating Metal Cutting Temperatures“, J. Eng. Ind., 106, 179-186
- Dearnley, P.A., Trent, E.M. (1982): „Wear Mechanisms of Coated Carbide Tools“, Met. Technol., 9, 60-75
- Dearnley, P.A. (1983): „New Technique for Determining Temperature Distribution in Cemented Carbide Cutting Tools“, Met. Technol., 10, 205-214
- Derep, J.L. (1987): „Microstructure Transformation Induced by Adiabatic Shearing in Armour Steel“, Acta Metall., 35, 1245-1249
- DeSalvo, G.J., Shaw, M.C. (1968): „Hydrodynamic Action at a Chip-Tool Interface“, in „Advances in Machine Tool Design and Research“, Tobias, S.A., Koenigsberger, F. (Eds.), Pergamon Press, Oxford, 961-971
- Deschamps, A., Livet, F., Bréchet, Y. (1999): „Influence of Predeformation on Ageing in an Al-Zn-Mg Alloy – I: Microstructure Evolution and Mechanical Properties“, Acta Mater., 47, 281-292
- Deschamps, A., Bréchet, Y. (1999): „Influence of Predeformation and Ageing of an Al-Zn-Mg Alloy – II: Modeling of Precipitation Kinetics and Yield Stress“, Acta Mater., 47, 293-305
- Dew-Hughes, D., Robertson, W.D. (1960): „The Mechanism of Hardening in Aged Aluminum-Copper Alloys“, Acta Metall., 8, 156-167
- Dobromyslov, A.V., Taluts, N.I., Kazantseva, N.V., Kozlov, E.A. (2000): „Formation of Adiabatic Shear Bands and Instability of Plastic Flow in Zr and Zr-Nb Alloys in Spherical Stress Waves“, Scripta Mater., 42, 61-71
- Dodd, B., Bai, Y. (1985): „Width of Adiabatic Shear Bands“, Mater. Sci. Technol., 1, 38-40
- Dorward, R.C., Hasse, K.R. (1995): „Strain Rate Effects on Tensile Deformation of 2024-O and 7075-O Aluminum Alloy Sheet“, J. Mater. Eng. Perform., 4, 216-220
- Duffy, J., Chi, Y.C. (1992): „On the Measurement of Local Strain and Temperature During the Formation of Adiabatic Shear Bands“, Mater. Sci. Eng. A, A157, 195-210
- Eda, H., Ohmura, E., Yamauchi, S., Inasaki, I. (1993): „Computer Visual Simulation on Structural Changes of Steel in Grinding Process and Experimental Verification“, Ann. CIRP, 42, 389-392
- Elbestawi, M.A., Srivastava, A.K., El-Wardany, T.I. (1996): „A Model for Chip Formation During Machining of Hardened Steel“, Ann. CIRP, 45, 71-76
- Elbestawi, M.A., Chen, L., Becze, C.E., El-Wardany, T.I. (1997): „High-Speed Milling of Dies and Molds in Their Hardened State“, Ann. CIRP, 46, 57-62

- Gatto, A., Iuliano, L. (1994): „Chip Formation Analysis in High Speed Machining of a Nickel Base Superalloy With Silicon Carbide Whisker-Reinforced Alumina“, *Int. J. Mach. Tools Manufact.*, 34, 1147-1161
- Gekonde, H.O., Subramanian, S.V. (1998): „Tool Wear and Surface Finish in High Speed Machining of Steel“, in *Proceedings of the 39th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, Slater, C.E., Kaufman, R.M., Silvonic, W., Sample, M.A., Miller, D. (Eds.), The Iron and Steel Society, Warrendale, 733-747
- Giovanola, J.H. (1988): „Adiabatic Shear Banding under Pure Shear Loading, Part II: Fractographic and Metallographic Observations“, *Mech. Mater.*, 7, 73-87
- Glenn, R.C., Leslie, W.C. (1971): „The Nature of ‚White Streaks‘ in Impacted Steel Armor Plate“, *Metall. Trans.*, 2, 2945-2947
- Grebe, H.A., Pak, H.R., Meyers, M.A. (1985): „Adiabatic Shear Localization in Titanium and Ti-6 Pct. Al-4 Pct. V Alloy“, *Metall. Trans. A*, 16A, 761-775
- Hau-Bracamonte, J.L. (1981): „Partial Austenitization Within Flow Zone When Cutting a Low-Carbon Steel“, *Met. Technol.*, 8, 447-450
- Heiple, C.R., Carpenter, S.H., Carr, M.J. (1981): „Acoustic Emission from Dislocation Motion in Precipitation-Strengthened Alloys“, *Met. Sci.*, 15, 587-598
- Hines, J.A., Vecchio, K.S., Ahzi, S. (1998): „A Model for Microstructure Evolution in Adiabatic Shear Bands“, *Metall. Mater. Trans. A*, 29A, 191-203
- Hornbogen, E., zum Gahr, K.H. (1975): „Distribution of Plastic Strain in Alloys Containing Small Particles“, *Metallogr.*, 8, 181-202
- Hou, Z.B., Komanduri, R. (1995): „On a Thermomechanical Model of Shear Instability in Machining“, *Ann. CIRP*, 44, 69-73
- Hou, Z.B., Komanduri, R. (1997): „Modeling of Thermomechanical Shear Instability in Machining“, *Int. J. Mech. Sci.*, 39, 1273-1314
- Irick, E., Heinol, C., Clayton, T., Hashemi, J., Cardenas-Garcia, J.F., Sadhneni, R. (1995): „Numerical and Experimental Investigation of Adiabatic Shear Bands in Metals under Low-Velocity Impact Conditions“, *J. Mater. Eng. Perform.*, 4, 709-716
- Jackson, P.S., Wright, P.K. (1982): „Application of Plastic Boundary Layer Theory to Metal Machining“, *J. Eng. Ind.*, 104, 358-362
- Jiang, L., Hänninen, H., Paro, J., Kauppinen, V. (1996): „Active Wear and Failure Mechanisms of TiN-Coated High Speed Steel and TiN-Coated Cemented Carbide Tools when Machining Powder Metallurgically Made Stainless Steels“, *Metall. Mater. Trans. A*, 27A, 2796-2808

- Jiang, L., Roos, Å, Liu, P. (1997): „The Influence of Austenite Grain Size and its Distribution on Chip Deformation and Tool Life during Machining of AISI 304L“, Metall. Mater. Trans. A, 28A, 2415-2422
- Kato, S., Yamaguchi, K., Watanabe, Y., Hiraiwa, Y. (1976): „Measurement of Temperature Distribution Within Tool Using Powders of Constant Melting Point“, J. Eng. Ind., 98, 607-613
- Kato, T., Fujii, H. (1996): „PVD Film Method for Measuring the Temperature Distribution in Cutting Tools“, J. Eng. Ind., 118, 117-122
- Kato, T., Fujii, H. (1997): „Temperature Measurement of Workpiece in Surface Grinding by PVD Film Method“, J. Manufact. Sci. Eng., 119, 689-694
- Kaufeld, M. (1996): „Hochgeschwindigkeitsfräsen von Leichtmetallen“, in „Hochgeschwindigkeitsbearbeitung“, Schulz, H. (Hrsg.), Hanser, München, 46-58
- Klamecki, B.E., Kim, S. (1988): „On the Plane Stress to Plane Strain Transition Across the Shear Zone in Metal Cutting“, J. Eng. Ind., 110, 322-325
- Klocke, F., Zinkann, V. (1999): „Hochgeschwindigkeitsbearbeitung ändert die Spanbildung“, VDI-Z, 141, Nr. 3/4, 30-34
- Koch, U. (1970): „Experimental and Theoretical Analysis of Lathe Tool Temperature in Oblique Cutting“, in „Advances in Machine Tool Design and Research“, Tobias, S.A., Koenigsberger, F. (Eds.), Pergamon Press, Oxford, 533-540
- Komanduri, R., Brown, R.H. (1981): „On the Mechanics of Chip Segmentation in Machining“, J. Eng. Ind., 103, 33-51
- Komanduri, R., von Turkovich, B.F. (1981): „New Observations on the Mechanism of Chip Formation when Machining Titanium Alloys“, Wear, 69, 179-188
- Komanduri, R. (1982): „Some Clarifications on the Mechanics of Chip Formation when Machining Titanium Alloys“, Wear, 76, 15-34
- Komanduri, R., Schroeder, T., Hazra, J., von Turkovich, B.F., Flom, D.G. (1982): „On the Catastrophic Shear Instability in High-Speed Machining of an AISI 4340 Steel“, J. Eng. Ind., 104, 121-131
- Komanduri, R. (1985): „High-Speed Machining“, Mech. Eng., 107, December, 64-76
- Komanduri, R., Flom, D.G., Lee, M. (1985): „Highlights of the DARPA Advanced Machining Research Program“, J. Eng. Ind., 107, 325-335
- Komanduri, R., Schroeder, T.A. (1986): „On Shear Instability in Machining a Nickel-Iron Base Superalloy“, J. Eng. Ind., 108, 93-100

- Kottenstette, J.P., Recht, R.F. (1982): „Ultra-High Speed Machining Experiments“, in Proceedings of the 10th North American Manufacturing Research Conference, Hahn, R.S., Ludema, K., Ebner, M. (Eds.), Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 263-270
- Kottenstette, J.P. (1986): „Measuring Tool-Chip Interface Temperatures“, J. Eng. Ind., 108, 101-104
- Kunze, H.D., Hartmann, K.H., Rickel, J. (1981): „Gefügedarstellung von hochverfestigten Scherzonen“, Prakt. Metallogr., 18, 261-270
- Lee, M., Flom, D.G. (1981): „Metallurgical Aspects of the Chip Formation Process at Very High Cutting Speed“, in Proceedings of the 9th North American Manufacturing Research Conference, Hahn, R.S., Ebner, M., Ludema, K. (Eds.), Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 326-333
- Lee, D. (1984): „The Nature of Chip Formation in Orthogonal Machining“, J. Eng. Mater. Technol., 106, 9-15
- Lee, S., Cho, K.M., Lee, C.S., Choo, W.Y. (1993a): „Microstructural Study of Adiabatic Shear Band Formed by Ballistic Impact in an HY-100 Steel“, Metall. Trans. A, 24A, 2217-2224
- Lee, S., Cho, K.M., Kim, K.C., Choi, W.B. (1993b): „Adiabatic Shear Band Formation in Al-SiC_w Composites“, Metall. Trans. A, 24A, 895-900
- Lee, C.S., Duggan, B.J. (1994): „A Dislocation Avalanche Theory of Shear Banding“, Acta Metall. Mater., 42, 857-860
- Lee, C.G., Lee, S. (1998): „Correlation of Dynamic Torsional Properties With Adiabatic Shear Banding Behavior in Ballistically Impacted Aluminum-Lithium Alloys“, Metall. Mater. Trans. A, 29A, 227-235
- Lee, W.S., Lin, C.F. (1998): „Plastic Deformation and Fracture Behaviour of Ti-6Al-4V Alloy Loaded With High Strain Rate under Various Temperatures“, Mater. Sci. Eng. A, A241, 48-59
- Lee, C.G., Park, W.J., Lee, S., Shin, K.S. (1998): „Microstructural Development of Adiabatic Shear Bands Formed by Ballistic Impact in a Werdalite 049 Alloy“, Metall. Mater. Trans. A, 29A, 477-483
- Lee, W.S., Sue, W.C., Lin, C.F., Wu, C.J. (1999): „Effect of Aging on High Strain Rate and High Temperature Properties of 7075 Aluminium Alloy“, Mater. Sci. Technol., 15, 1379-1386
- Lee, W.S., Sue, W.C., Lin, C.F., Wu, C.J. (2000a): „The Strain Rate and Temperature Dependence of the Dynamic Impact Properties of 7075 Aluminum Alloy“, J. Mater. Proc. Technol., 100, 116-122

- Lee, W.S., Shyu, J.C., Chiou, S.T. (2000b): „Effect of Strain Rate on Impact Response and Dislocation Substructure of 6061-T6 Aluminum Alloy“, *Scripta Mater.*, 42, 51-56
- Leech, P.W. (1985): „Observations of Adiabatic Shear Band Formation in 7039 Aluminum Alloy“, *Metall. Trans. A*, 16A, 1900-1903
- Lemaire, J.C., Backofen, W.A. (1972): „Adiabatic Instability in the Orthogonal Cutting of Steel“, *Metall. Trans.*, 3, 477-481
- Lenz, E. (1966): „Die Temperaturverteilung in der Kontaktzone Span-Werkzeug beim Drehen von Stahl mit Hartmetallwerkzeugen“, *Ann. CIRP*, 14, 137-144
- Leshock, C.E., Shin, Y.C. (1997): „Investigation on Cutting Temperature in Turning by a Tool-Work Thermocouple Technique“, *J. Manufact. Sci. Eng.*, 119, 502-508
- Lezanski, P., Shaw, M.C. (1990): „Tool Face Temperatures in High Speed Milling“, *J. Eng. Ind.*, 112, 132-135
- Li, Q., Ma, C., Lai, Z. (1996): „Strain Evaluation Model of Adiabatic Shear Band Produced by Orthogonal Cutting in High Strength Low Alloy Steel“, *Mater. Sci. Technol.*, 12, 351-354
- Li, X.Z., Hansen, V., Gjønnes, J., Wallenberg, L.R. (1999): „HREM Study and Structure Modeling of the η' Phase, the Hardening Precipitates in Commercial Al-Zn-Mg Alloys“, *Acta Mater.*, 47, 2651-2659
- Li, H.X., Park, J.K. (2000): „The Serrated Flow Behavior of a Binary Al-Li Alloy Tempered to Conditions With and Without δ' Precipitates“, *Mater. Sci. Eng. A*, A280, 156-160
- Lindberg, B., Lindström, B. (1983): „Measurements of the Segmentation Frequency in the Chip Formation Process“, *Ann. CIRP*, 32, 17-20
- Lo Casto, S., Lo Valvo, E., Piacentini, M., Ruisi, V.F., Lucchini, E., Maschio, S., Lonardo, P. (1994): „Cutting Temperature Evaluation in Ceramic Tools: Experimental Tests, Numerical Analysis and SEM Observations“, *Ann. CIRP*, 43, 73-76
- Loewen, E.G., Shaw, M.C. (1954): „On the Analysis of Cutting-Tool Temperatures“, *Trans. ASME B*, 76, 217-231
- Manion, S.A., Wingrove, A.L. (1972): „A Note on the Formation of Chip Fragments Due to Adiabatic Shear“, *J. Aust. Inst. Met.*, 17, 158-160
- Marchand, A., Duffy, J. (1988): „An Experimental Study of the Formation Process of Adiabatic Shear Bands in a Structural Steel“, *J. Mech. Phys. Solids*, 36, 251-283

- Mataya, M.C., Carr, M.J., Krauss, G. (1982): „Flow Localization and Shear Band Formation in a Precipitation Strengthened Austenitic Stainless Steel“, Metall. Trans. A, 13A, 1263-1274
- Mathew, P., Oxley, P.L.B. (1981): „Allowing for the Influence of Strain Hardening in Determining the Frictional Conditions at the Tool-Chip Interface in Machining“, Wear, 69, 219-234
- Matsumoto, Y., Barash, M.M., Liu, C.R. (1987): „Cutting Mechanism During Machining of Hardened Steel“, Mater. Sci. Technol., 3, 299-305
- Matsumoto, Y. (1988): „Chip Segmentation in the Cutting of Hardened Steel“, in „Recent Developments in Production Research“, Mital, A. (Ed.), Elsevier, Amsterdam, 79-85
- Me-Bar, Y., Shechtman, D. (1983): „On the Adiabatic Shear of Ti-6Al-4V Ballistic Targets“, Mater. Sci. Eng., 58, 181-188
- Merchant, M.E. (1945a): „Mechanics of the Metal Cutting Process: Orthogonal Cutting and a Type 2 Chip“, J. Appl. Phys., 16, 267-275
- Merchant, M.E. (1945b): „Mechanics of the Metal Cutting Process: Plasticity Conditions in Orthogonal Cutting“, J. Appl. Phys., 16, 318-324
- Meunier, Y., Sangoy, L., Pont, G. (1988): „Metallurgical Aspects of Adiabatic Shear Phenomenon in Armor Steels With Perforation“, in „Impact Loading and Dynamic Behaviour of Materials“, Chiem, C.Y., Kunze, H.D., Meyer, L.W. (Eds.), DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, 711-718
- Meyer, L.W., Staskewitsch, E., Burblies, A. (1994): „Adiabatic Shear Failure under Biaxial Dynamic Compression / Shear Loading“, Mech. Mater., 17, 203-214
- Meyer, L.W., Krueger, L., Gooch, W., Burkins, M. (1997): „Analysis of Shear Band Effects in Titanium Relative to High Strain-Rate Laboratory/Ballistic Impact Tests“, J. Physique IV, 7, 415-422
- Meyer, L.W., Krüger, L., Abdel-Malek, S. (1999): „Adiabatische Schervorgänge“, Materialprüf., 41, 31-35
- Meyer, L.W., Halle, T., Lierath, F., Knoche, H.J., Wendt, U., Thiel, M. (2000): „Aufbau und Erprobung einer Quick-Stopp-Einrichtung mit integrierter Schnittkraftmessung“, in „Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten“, Tönshoff, H.K., Hollmann, F. (Hrsg.), Deutsche Forschungsgemeinschaft, Bonn, ISBN 3-00-006320-X, 98-107
- Meyers, M.A., Pak, H.R. (1986): „Observation of an Adiabatic Shear Band in Titanium by High-Voltage Transmission Electron Microscopy“, Acta Metall., 34, 2493-2499

- Meyers, M.A., Wittman, C.L. (1990): „Effect of Metallurgical Parameters on Shear Band Formation in Low-Carbon Steels“, Metall. Trans. A, 21A, 3153-3164
- Molinari, A., Clifton, R.J. (1987): „Analytical Characterization of Shear Localization in Thermoviscoplastic Materials“, J. Appl. Mech., 54, 806-812
- Müller-Hummel, P., Lahres, M. (1995): „Quantitative Measurement of Temperatures on Diamond-Coated Tools During Machining“, Diamond Relat. Mater., 4, 1216-1221
- Murarka, P.D., Hinduja, S., Barrow, G. (1981): „Influence of Strain, Strain-Rate and Temperature on the Flow Stress in the Primary Deformation Zone in Metal Cutting“, Int. J. Mach. Tool Des. Res., 21, 207-216
- Nakayama, K., Arai, M., Kanda, T. (1988): „Machining Characteristics of Hard Materials“, Ann. CIRP, 37, 89-92
- Nakkalil, R. (1991): „Formation of Adiabatic Shear Bands in Eutectoid Steels in High Strain Rate Compression“, Acta Metall. Mater., 39, 2553-2563
- Needleman, A. (1989): „Dynamic Shear Band Development in Plane Strain“, J. Appl. Mech., 56, 1-9
- Ng, E.G., Aspinwall, D.K. (1999): „Schnittkraft und Temperatur beim Drehen von gehärtetem Gesenkstahl“, Industriediamantenrundschau, 33, 260-273
- Nicholas, T. (1981): „Tensile Testing of Materials at High Rates of Strain“, Exp. Mech., 21, 177-185
- Oosterkamp, L.D., Ivankovic, A., Venizelos, G. (2000): „High Strain Rate Properties of Selected Aluminium Alloys“, Mater. Sci. Eng. A, A278, 225-235
- Opitz, H., Gappisch, M. (1962): „Some Recent Research on the Wear Behaviour of Carbide Cutting Tools“, Int. J. Mach. Tool Des. Res., 2, 43-73
- Özel, T., Altan, T. (2000): „Determination of Workpiece Flow Stress and Friction at the Chip-Tool Contact for High-Speed Cutting“, Int. J. Mach. Tools Manufact., 40, 133-152
- Packeisen, A., Theisen, W. (1999): „Turning and Grinding of Hard Alloys“, Adv. Eng. Mater., 1, 35-48
- Pálmai, Z. (1987): „Cutting Temperature in Intermittent Cutting“, Int. J. Mach. Tools Manufact., 27, 261-274
- Pink, E., Kumar, S., Tian, B. (2000): „Serrated Flow of Aluminium Alloys Influenced by Precipitates“, Mater. Sci. Eng. A, A280, 17-24

- Poulachon, G., Moisan, A. (1998): „A Contribution to the Study of the Cutting Mechanisms During High Speed Machining of Hardened Steel“, Ann. CIRP, 47, 73-76
- Prins, O.D. (1971): „The Influence of Wear on the Temperature Distribution at the Rake Face“, Ann. CIRP, 19, 579-584
- Quadir, T., Shewmon, P. (1981): „Solid Particle Erosion Mechanisms in Copper and Two Copper Alloys“, Metall. Trans. A, 12A, 1163-1176
- Radulescu, R., Kapoor, S.G. (1994): „An Analytical Model for Prediction of Tool Temperature Fields During Continuous and Interrupted Cutting“, J. Eng. Ind., 116, 135-143
- Ramalingam, S., Black, J.T. (1972): „On the Metal Physical Considerations in the Machining of Metals“, J. Eng. Ind., 94, 1215-1224
- Recht, R.F. (1964): „Catastrophic Thermoplastic Shear“, J. Appl. Mech., 31, 189-193
- Recht, R.F. (1985): „A Dynamic Analysis of High-Speed Machining“, J. Eng. Ind., 107, 309-315
- Rogers, H.C. (1979): „Adiabatic Plastic Deformation“, Ann. Rev. Mater. Sci., 9, 283-311
- Rogers, H.C., Shastry, C.V. (1981): „Material Factors in Adiabatic Shearing in Steels“, in „Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals“, Meyers, M.A., Murr, L.E. (Eds.), Plenum Press, New York, 285-298
- Rogers, H.C. (1983): „Adiabatic Shearing-General Nature and Material Aspects“, in „Material Behavior under High Stress and Ultrahigh Loading Rates“, Mescall, J., Weiss, V. (Eds.), Plenum Press, New York, 101-118
- Sampath, W.S., Shaw, M.C. (1983): „Fracture on the Shear Plane in Continuous Cutting“, in Proceedings of the 11th North American Manufacturing Research Conference, Hahn, R.S. (Ed.), Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 281-285
- Schulz, H. (1989): „Hochgeschwindigkeitsfräsen metallischer und nichtmetallischer Werkstoffe“, Hanser, München, 111-120
- Schulz, H., Spur, G. (1989): „Aspects in Cutting Mechanism in High Speed Cutting“, Ann. CIRP, 38, 51-54
- Schulz, H., Moriwaki, T. (1992): „High-Speed Machining“, Ann. CIRP, 41, 637-643
- Semiatin, S.L., Rao, S.B. (1983): „Shear Localization During Metal Cutting“, Mater. Sci. Eng., 61, 185-192

- Semiatin, S.L., Jonas, J.J., Shawki, T.G., Duffy, J. (1987): „Effect of Material Imperfections on Flow Localization in Torsion“, *Scripta Metall.*, 21, 669-674
- Shamoto, E., Altintas, Y. (1999): „Prediction of Shear Angle in Oblique Cutting With Maximum Shear Stress and Minimum Energy Principles“, *J. Manufact. Sci. Eng.*, 121, 399-407
- Shaw, M.C., Vyas, A. (1993): „Chip Formation in the Machining of Hardened Steel“, *Ann. CIRP*, 42, 29-33
- Shaw, M.C., Vyas, A. (1994): „Heat-Affected Zones in Grinding Steel“, *Ann. CIRP*, 43, 279-282
- Shaw, M.C., Vyas, A. (1998): „The Mechanism of Chip Formation With Hard Turning Steel“, *Ann. CIRP*, 47, 77-82
- Sheikh-Ahmad, J., Bailey, J.A. (1997): „Flow Instability in the Orthogonal Machining of CP Titanium“, *J. Manufact. Sci. Eng.*, 119, 307-313
- Shelbourn, A.M., Roberts, W.T., Trent, E.M. (1985): „Structures of Machined Steel Chips“, *Mater. Sci. Technol.*, 1, 220-226
- Shercliff, H.R., Ashby, M.F. (1990): „A Process Model for Age Hardening of Aluminium Alloys – I: The Model“, *Acta Metall. Mater.*, 38, 1789-1802
- Shockey, D.A., Erlich, D.C. (1981): „Metallurgical Influences on Shear Band Activity“, in „Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals“, Meyers, M.A., Murr, L.E. (Eds.), Plenum Press, New York, 249-261
- Sidjanin, L., Kovac, P. (1997): „Fracture Mechanisms in Chip Formation Processes“, *Mater. Sci. Technol.*, 13, 439-444
- Siems, S., Dollmeier, R., Warnecke, G. (2000): „Material Behaviour of Aluminium 7075 and AISI 1045 Steel in High Speed Machining“, in *Proceedings of the 28th North American Manufacturing Research Conference*, Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, 101-106
- Sowerby, R., Chandrasekaran, N. (1989): „A Proposal for the Onset of Chip Segmentation in Machining“, *Mater. Sci. Eng. A*, A119, 219-229
- Spaans, C. (1972): „A Treatise on the Streamlines and the Stress, Strain, and Strain Rate Distributions, and on Stability in the Primary Shear Zone in Metal Cutting“, *J. Eng. Ind.*, 94, 690-696
- Stephenson, D.A. (1991): „An Inverse Method for Investigating Deformation Zone Temperatures in Metal Cutting“, *J. Eng. Ind.*, 113, 129-136
- Stephenson, D.A., Ali, A. (1992): „Tool Temperatures in Interrupted Metal Cutting“, *J. Eng. Ind.*, 114, 127-136

- Stephenson, D.A. (1993): „Tool-Work Thermocouple Temperature Measurements – Theory and Implementation Issues“, J. Eng. Ind., 115, 432-437
- Stock, T.A.C., Thompson, K.R.L. (1970): „Penetration of Aluminum Alloys by Projectiles“, Metall. Trans., 1, 219-224
- Sullivan, K.F., Wright, P.K., Smith, P.D. (1978): „Metallurgical Appraisal of Instabilities Arising in Machining“, Met. Technol., 5, 181-189
- Sutter, G., Molinari, A., Faure, L., Klepaczko, J.R., Dudzinski, D. (1998): „An Experimental Study of High Speed Orthogonal Cutting“, J. Manufact. Sci. Eng., 120, 169-172
- Thornton, P.A., Heiser, F.A. (1971): „Observations on Adiabatic Shear Zones in Explosively Loaded Thick-Wall Cylinders“, Metall. Trans., 2, 1496-1499
- Timothy, S.P., Hutchings, I.M. (1985): „The Structure of Adiabatic Shear Bands in a Titanium Alloy“, Acta Metall., 33, 667-676
- Timothy, S.P. (1987): „The Structure of Adiabatic Shear Bands in Metals: A Critical Review“, Acta Metall., 35, 301-306
- Tönshoff, H.K., Friemuth, T., Plöger, J., Ben-Amor, R. (2000): „Kräfte und Eigenspannungsbildung beim Hochgeschwindigkeits-Außenlängsdrehen“, in „Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten“, Tönshoff, H.K., Hollmann, F. (Hrsg.), Deutsche Forschungsgemeinschaft, Bonn, ISBN 3-00-006320-X, 152-163
- Trent, E.M. (1963): „Cutting Steel and Iron With Cemented Carbide Tools, Part I: An Analysis of Tool Wear“, J. Iron Steel Inst., 201, 847-855
- Trent, E.M. (1988a): „Metal Cutting and the Tribology of Seizure: Seizure in Metal Cutting“, Wear, 128, 29-45
- Trent, E.M. (1988b): „Metal Cutting and the Tribology of Seizure: Movement of Work Material over the Tool in Metal Cutting“, Wear, 128, 47-64
- Trent, E.M. (1988c): „Metal Cutting and the Tribology of Seizure: Temperatures in Metal Cutting“, Wear, 128, 65-81
- Trent, E.M. (1991): „Metal Cutting“, Third Edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 65-66
- Turley, D.M. (1975): „The Nature of the White-Etching Surface Layers Produced During Reaming Ultra-High Strength Steel“, Mater. Sci. Eng., 19, 79-86
- Turley, D.M., Doyle, E.D. (1982): „Microstructural Behaviour-Its Influence on Machining“, in Proceedings of the 7th Winter Annual Meeting of ASME, Kops, L., Ramalingam, S. (Eds.), American Society of Mechanical Engineers, New York, 99-118

- Turley, D.M., Doyle, E.D., Ramalingam, S. (1982): „Calculation of Shear Strains in Chip Formation in Titanium“, Mater. Sci. Eng., 55, 45-48
- Ueda, T., Al Huda, M., Yamada, K., Nakayama, K. (1999): „Temperature Measurement of CBN Tool in Turning of High Hardness Steel“, Ann. CIRP, 48, 63-66
- Usui, E., Shirakashi, T., Kitagawa, T. (1984): „Analytical Prediction of Cutting Tool Wear“, Wear, 100, 129-151
- Velez, J.F., Powell, G.W. (1981): „Some Metallographic Observations on the Spalling of AISI 1060 Steel by the Formation of Adiabatic Shear Bands“, Wear, 66, 367-378
- Venuvinod, P.K., Lau, W.S., Narasimha Reddy, P., Rubenstein, C. (1983): „On the Formation of a Fluid Film at the Chip Tool Interface in Rotary Machining“, Ann. CIRP, 32, 59-64
- Vyas, A., Shaw, M.C. (1999): „Mechanics of Saw-Tooth Chip Formation in Metal Cutting“, J. Manufact. Sci. Eng., 121, 163-172
- Wakefield, G.R., Sharp, R.M. (1991): „The Composition of Oxides Formed on Al-Mg Alloys“, Appl. Surf. Sci., 51, 95-102
- Wallace, F.J., Spindler, D.E., Thorne, J.P. (1983): „Friction Welding“, in „Metals Handbook, Ninth Edition“, Volume 6, Nippes, E.F., Cubberly, W.H., Stedfeld, R.L., Mills, K., Davis, J.R., Sanders, B.R. (Eds.), American Society for Metals, Metals Park, 719-728
- Weinmann, K.J., von Turkovich, B.F. (1971): „Mechanics of Tool-Workpiece Engagement and Incipient Deformation in Maching of 70/30 Brass“, J. Eng. Ind., 93, 1079-1089
- Werrett, C.R., Pyke, D.R., Bhattacharya, A.K. (1997): „XPS Studies of Oxide Growth and Segregation in Aluminium-Silicon Alloys“, Surf. Interface Anal., 25, 809-816
- Wingrove, A.L. (1971): „A Note on the Structure of Adiabatic Shear Bands in Steel“, J. Aust. Inst. Met., 16, 67-70
- Winkler, H. (1983): „Spanformung durch hohe Schnittgeschwindigkeiten“, VDI-Z, 125, Nr. 6, 53-56
- Wittman, C.L., Meyers, M.A., Pak, H.R. (1990): „Observation of an Adiabatic Shear Band in AISI 4340 Steel by High-Voltage Transmission Electron Microscopy“, Metall. Trans. A, 21A, 707-716
- Wright, P.K., Trent, E.M. (1973): „Metallographic Methods of Determining Temperature Gradients in Cutting Tools“, J. Iron Steel Inst., 211, 364-368
- Wright, P.K. (1978): „Correlation of Tempering Effects With Temperature Distribution in Steel Cutting Tools“, J. Eng. Ind., 100, 131-136

- Wright, P.K., Horne, J.G., Tabor, D. (1979): „Boundary Conditions at the Chip-Tool Interface in Machining: Comparisons between Seizure and Sliding Friction“, *Wear*, 54, 371-390
- Wright, P.K. (1981): „Frictional Interactions in Machining: Comparisons between Transparent Sapphire and Steel Cutting Tools“, *Met. Technol.*, 8, 150-160
- Wright, P.K. (1982): „Predicting the Shear Plane Angle in Machining from Workmaterial Strain-Hardening Characteristics“, *J. Eng. Ind.*, 104, 285-292
- Wright, T.W., Walter, J.W. (1987): „On Stress Collapse in Adiabatic Shear Bands“, *J. Mech. Phys. Solids*, 35, 701-720
- Xie, J.Q., Bayoumi, A.E., Zbib, H.M. (1995): „Analytical and Experimental Study of Shear Localization in Chip Formation in Orthogonal Machining“, *J. Mater. Eng. Perform.*, 4, 32-39
- Xu, Y.B., Liu, L., Yu, J.Q., Shen, L.T., Bai, Y.L. (2000): „Thermoplastic Shear Localisation in Titanium Alloys during Dynamic Deformation“, *Mater. Sci. Technol.*, 16, 609-611
- Yaguchi, H., Hartley, K.A., Duffy, J., Hawley, R.H. (1986): „The Effect of MnS Inclusions in AISI 1215 Free-Machining Steels on Shear Band Formation During High Strain Rate Torsional Deformation“, in *Proceedings of the 2nd International Symposium on the Control and Effects of Inclusions and Residuals in Steels*, Boyd, J.D., Kay, D.A.R., McCutcheon, D. (Eds.), The Iron and Steel Society, Warrendale, 68-82
- Zener, C., Hollomon, J.H. (1944): „Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steel“, *J. Appl. Phys.*, 15, 22-32

Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde im Zeitraum von Juni 1998 bis Januar 2001 am Institut für Physikalische Metallkunde der Technischen Universität Darmstadt angefertigt. Sie entstand im Rahmen des DFG-Schwerpunktprogramms „Spanen metallischer Werkstoffe mit hohen Geschwindigkeiten“ als Gemeinschaftsprojekt in Zusammenarbeit mit dem Institut für Produktionstechnik und Spanende Werkzeugmaschinen der Technischen Universität Darmstadt und dem Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation der Universität Kaiserslautern.

Mein besonderer Dank gilt

Herrn Prof. Dr. H.E. Exner für die Möglichkeit, diese Arbeit an seinem Institut durchführen zu können, sowie für sein Interesse und seine Diskussionsbereitschaft,

Herrn Dr. C. Müller für die Betreuung der Arbeit, sein großes Interesse und die zahlreichen richtungsweisenden Diskussionen,

Herrn Prof. Dr. H. Schulz und Herrn Prof. Dr. G. Warnecke für die Anregung des Gemeinschaftsprojekts sowie für die Bereitstellung der eingesetzten Werkzeugmaschinen; Herrn Prof. Dr. H. Schulz zusätzlich für die Übernahme des Mitberichts,

Herrn Dipl.-Ing. A. Sahm und Herrn Dipl.-Ing. S. Siems für die Durchführung der Zerspanungsversuche,

Herrn Prof. Dr. L.W. Meyer für die Möglichkeit, an seinem Institut die hochdynamische Werkstoffprüfung durchführen zu können, sowie Herrn Dipl.-Ing. T. Halle und Herrn G. Muth für die Versuchsdurchführung,

Frau Dr. V. Buschmann, Herrn Dr. G. Miehe und Herrn Prof. Dr. D.S. Sarma für die Durchführung der transmissionselektronenmikroskopischen Arbeiten,

Herrn Dr. M. Kopnarski für die augerelektronenspektroskopischen Messungen,

Frau P. Neuhäusel, Frau C. Wasmund und Herrn H. Lehmann für die Unterstützung bei der Probenpräparation und der mechanischen Werkstoffprüfung,

Herrn J. Korzer und seinen Mitarbeitern für die Herstellung der Werkstücke und Proben,

Frau A. Gies, Frau F. Rüggeberg und Herrn C. Dindorf für die Probenpräparation.

Außerdem danke ich allen Mitarbeitern des Instituts für Physikalische Metallkunde für die gute Zusammenarbeit.

Lebenslauf

Ralf Blümke

Felsingstraße 5, 64285 Darmstadt

Geboren am 21.09.72 in Frankfurt a.M.

07/78 - 06/82	Westerbach Grundschule, Eschborn
08/82 - 06/91	Liebigschule Frankfurt, Abschluß: Abitur
10/91 - 09/93	Grundstudium der Physik an der TU Darmstadt, Abschluß: Vordiplom
10/93 - 09/94	Hauptstudium der Physik an der TU Darmstadt
10/94 - 09/95	Erasmus Studienaufenthalt an der Universität Bordeaux I
10/95 - 05/98	Hauptstudium der Materialwissenschaft an der TU Darmstadt, Abschluß: Diplom-Ingenieur
seit 06/98	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Physikalische Metallkunde der Technischen Universität Darmstadt

Ralf Blümke

10.01.2001

Felsingstraße 5

64285 Darmstadt

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre hiermit an Eides statt, daß ich meine Dissertation selbständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln angefertigt habe.

Ich habe bisher noch keinen Promotionsversuch unternommen.